E 3280

Koh.

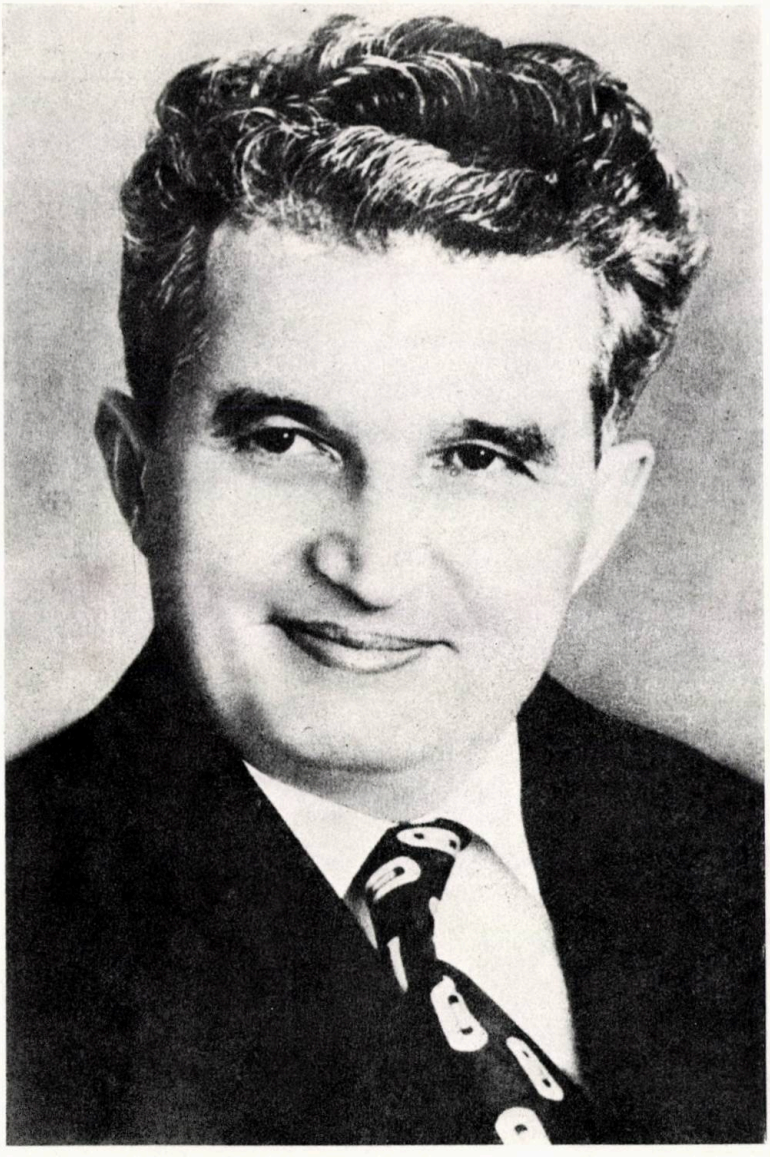
METALURGIA

1983 FEB 24

1

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XL • NR. 1 • IANUARIE 1988

Vibrant și călduros omagiu tovarășului NICOLAE CEAUȘESCU, secretar general al Partidului Comunist Român, președintele Republicii Socialiste România



„Știința însăși înseamnă a gîndi și a acționa permanent ca un revoluționar. Nu poți fi om de știință dacă nu ești un bun revoluționar în domeniul tău, un bun revoluționar pentru transformarea lumii în general!"

NICOLAE CEAUȘESCU

Din Raportul prezentat la Conferința Națională a Partidului Comunist Român din 14 — 16 decembrie 1987

METALURGIA

Anul 40 Nr. 1 Ianuarie 1988

CUPRINS

Gheorghe, Mihaela și Szabo, A. : **Realizări în valorificarea superioară a dolomitelor** 5

Rozolimo, Paulina, Avram, C., Ancuț, R. și Boiangiu, C. : **Cercetări privind stabilirea tehnologiei de elaborare a ferosilicocromului cu conținut ridicat de siliciu** 10

Albăstroiu, P., Grecu, O. D. și Funieru, Lucia : **Influența adaosului de gudron în șarja de cocsificare asupra caracteristicilor cocsului metalurgic** 12

Popescu, T. și Grecu, L. : **Aspecte privind modelarea matematică a cineticii procesului de topire în cuptorul electric** 15

Cornea, Șt. și Riza, M. : **Particularități privind dezoxidarea și alierea controlată prin imersarea sîrmei de aluminiu** 17

Cazimirovici, E. și Tîrcolea, M. : **Contribuții privind stabilirea comportării la deformarea prin tragere a oțelului inoxidabil pentru țevi capilare** 20

Nicola, Maria, Badea, Teodora și Brînzoi, V. : **Comportarea la coroziune a oțelului carbon OL37 și a alamei binare CuZn30 în apele de termoficare** 26

Rașeev, D. și Drăghici, Gh. : **Cercetări privind difuzia hidrogenului în oțel, în cazul fisurării sub tensiune în medii apoase cu hidrogen sulfurat** 30

Stoicescu, C. și Aldea, G. : **Acționări de mare putere cu motoare de curent continuu pentru laminoarele din R.S. România** 34

Badea, S. : **Unele aspecte privind contribuția cheltuielilor de regie la utilizarea eficientă a utilajelor tehnologice de forjare** 38

Oprea, Fl., Ivănescu, Al., Solomon, N., Vlas, L., Harbuz, L. și Ciocan, N. : **Cercetări privind turnarea mantalelor valțurilor absorbante destinate industriei de celuloză și hîrtie** 40

Negrea, I. și Roșca, Cristina: **Studiul proprietăților mecanice ale corpurilor abrazive** 44

Sofroni, L., Bratu, C., Ștefănescu, Fl. și Schönberger, F. : **Cercetări privind studiul solidificării cilindrilor de laminor bimetalici, turnați în forme cu miez glisant, prin modelare matematică** 48

REVISTA REVISTELOR 19, 25, 33, 39, 51, 52

COLEGIUL DE REDACȚIE

MARIN ENACHE, DAN DULAMĂ, COSTACHE TROTUȘ, NECULAI AGACHI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, ION DRĂGAN, MIRCEA DRĂGULIN, TITI DULĂMIȚĂ, SABIN FAUR, ALEXANDRU FLOREA, SUZANA GÂDEA, CONSTANTIN GIOGU, CONSTANTIN IONESCU, EMIL IONESCU, PETRE MARCU, MIHAI NICA, MIHAI NICULESCU, FLOREA OPREA, IULIU OVESEA, ONOFREI PARASCAN, IGINIO PAVONI, CORNELIU RIZESCU, BUJOR ROȘCA, MARIA SAVU, ION SUCIU, LAURENȚIE SOFRONI, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÂRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 1690

CONTENTS

DC: 666.763.4

Gheorghe, Mihaela and *Szabo, A.*: **Results in dolomite upgrading in Romania**

Due to abundant high grade dolomite deposits and to the metallurgical advantages of using dolomite in iron and steel industry, the dolomitic products may also be used in different industrial heat treatment facilities: in dolomitic and magnesiodolomitic tar-linked products for linings, in stamped dolomitic mass at transfer ladles, steel ladles and in baked dolomite at BOFs for slag formation and refractory lining protection.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 5—9

DC: 669.168:546.28

Rozolimo, Paulina, Avram, C., Ancuț, R. and *Boiangiu, C.*: **Researches on the determination of the manufacturing of ferrosilicochrome with high silicon content**

The paper presents the results of industrial experiments for the manufacturing, by a slagless method, of ferrosilicochrome with high silicon content, which is necessary in the process of refined ferrochrome manufacturing.

The experiments have been carried out in an 16,5 MVA electric furnace, during the conversion period of furnace for FeSi45 instead of high carbon ferrochrome.

Metâlurgia 40 (1988), nr. 1, p. 10—11

DC: 662.741.3:662.749.4

Albăstroiu, P., Grecu, O. and *Funieru, Lucia*: **The influence of tar additives within the coking charge on the metallurgical coke characteristics**

The coking experiments with the industrially used charges having tar additions under various proportions underlined volumetric weights increases during the coking furnace charging and the improvement of metallurgical coke mechanical characteristics.

The data shown in literature and the results obtained justify the interest in applying this technology for increasing the cokemaking efficiency.

Metalurgia 40 (1988) nr. 1 p. 12—14

DC: 621.745

Popescu, T. and *Grecu, L.*: **Aspects concerning the mathematical modelling of EF melting process kineties**

The paper gives a mathematical model allowing the EF melting process simulation for pre-established charging and melting processes. The mathematical model allows the specification of the electric running and of the charging process for a given type of furnace, by simulating more variants.

Metalurgia 40 (1988) nr. 1, p. 15—16

DC: 669.046.55:66.046.51:669.71.015.1

Cornea, Șt. and *Riza, M.*: **Characteristics of controlled deoxidation and alloying by aluminium wire dipping**

Aluminium deoxidized steels are characterised by a high purity, while the inclusions which remained are thin and evenly distributed.

For this pupose aluminium can be dipped in the molten steel under the form of wire with the help of facilities with low capital costs.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 17—19

DC: 669.14.018.8:621.643

Cazimirovici, E. and *Tircolea, M.*: **Contributions to the drawing deformability studies of stainless steel for capillary tubes**

This study shows the results of the experiments performed for characterizing the metallic material behaviour, as far as plasticity and deformation resistance is concerned.

The main parameters of the drawing process for the W. 1.4435 stainless steel capillary tubes are determined.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 20—25

DC: 620.193:669.14

Nicola, Maria, Badea, Teodora and *Brînzoi, V.*: **Corrosion behaviour of OL37 carbon steel and binary CuZn30 brass in district heating water**

The paper studies the behaviour of OL37 carbon steel and CuZn30 binary brass in water, according to several parameters such as: temperature, chloride and sulphate contents, alcalinity "m" due to carbonates and bicarbonates and oxygen content.

The determination has been carried out in non-hard water.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 26—29

DC: 66.063.2:620.192:46

Rașeev, D. and *Drăghici, Gh.*: **Research concerning hydrogen diffusion in steel, in case of sulfide stress cracking (SSC)**

The part played by the hydrogen permeating steel in wet hydrogen sulphide environment is studied. To study the hydrogen diffusion a methodology has been developed based on the hydrogen permeation phenomenon.

The diffusion coefficient is determinated and the mechanical tension influence upon diffusion rate is also studied.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 30—33

DC: 621.771.2—115

Stoicescu, C. and *Aldea, G.*: **High power drive for d.c. engines for rolling mills in Romania**

The rolling mils designed by IPROLAM Institute at up-to-date worldwide technical scale, including Romanian facilities and equipment, are equipped with high power d.c. drives, sophisticated systems for the automatic control of operation parameters.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 34—37

DC: 66.02:621.73

Badea,: S. **Certain aspects of the contribution of maintenance expenses to the efficient use of forging facilities**

Maintenance expenses for the formation of costs and the budget of maintenance expenses according to wages for every technological line or facilities are precious information for the determination of management and technical measures for the following plan periods.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 38—39

DC: 621.746.01:676.1

Oprea, Fl., Ivănescu, Al., Solomon, N., Vlas, L., Harbuz, L. and *Ciocan, N.*: **Researches on the casting of absorbing roll shells for pulpy and paper industry**

The paper presents the results of the researches on the replacement of import Sn bronze absorbing roll shells with aluminium bronze shells. The authors present steelmaking and centrifugal casting of large hubs, the welding conditions and their heat treating.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 40—43

DC: 621.921

Negrea, I. and *Roșca, Cristina*: **The study of the mechanical properties of abradant bodies**

On the basis of the elasticity theory, the authors studied certain factors which influence the value of the periferic crushing speed, as well as the crushing behaviour of abradant bodies.

The results which have been obtained point out certain ways of increasing the productivity of the restriking operation with abradant bodies for the design of restriking machine.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 47—47

DC: 621.771.07

Sofroni, L., Bratu, C., Ștefănescu, Fl. and *Schönberger, F.*: **Researches on the study of the solidification of bimetallic rolling mill rolls, cast in sliding core moulds by mathematical modelling**

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 48—51

INHALT

DK: 666.763.4

Gheorghe, Mihaela und *Szabo, A.*: **Errungenschaften im Bereich der höheren Verwertung des Kalkspats, in Rumänien**

Dank des Überflusses der hochwertigen Dolomitlagerstätte und der metallurgischen Vorteile die beim Einsatz in der Hüttenindustrie angewandt werden, können die Dolomitprodukte bei verschiedenen industriellen thermischen Aggregate, wie z.B.: bei den Zustellungen aus dolomitischen —und magnesiumdolomitischen, teergebundenen Produkten, bei den dolomitischen Stampfmassen, bei den Transportpfannen, bei den Stahlgiesspfannen und beim gebrannten Dolomitstein-im LD-Konverter, für die Schlakkenbildung und beim Schutz der feuerfesten Zustellungverwendet werden.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 5—9

DK: 669.168:546.28

Rozolimo, Paulina, Avram, C., Ancuf, P. und Boiangiu, C.: **Erforschungen zur Festlegung der Herstellungstechnik des Ferrosilikochroms mit einem hohen Siliziumgehalt**

In der vorliegenden Arbeit werden die Resultate der ausgeführten industriellen Untersuchungen, mit dem Ziel der Herstellung, aufgrund der Methode ohne Schlacke, des Ferrosilikochroms mit einem hohen Siliziumgehalt das während des Herstellungsprozesses des gefrischten Chroms notwendig ist, dargestellt.

Die Untersuchungen wurden an einem 16,5 MVA-Elektroofen, während der Durchgangsperiode des Ofens, vom Ferrochrom mit einem hohen Kohlenstoffinhalt zum FeSi45, durchgeführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 10—11

DK: 662.741.3:662.749.4

Albăstroiu, P., Grecu, O. und Funieru, Lucia: **Einfluss des in Kokskohlemischungen enthaltenen Teerzusatzes auf die Eigenschaften des Hüttenkokses**

Die in Pilotanlagen durchgeführten Verkokungsversuche mit grosstechnisch eingesetzten Kohlemischungen mit verschiedenen zugesetzten Teeranteilen ergaben eine Erhöhung der Schüttdichte bei der Koksofenbeschickung und eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften des Hüttenkokses.

Die in der Literatur dargestellten Angaben bestätigen, zusammen mit den erhaltenen Ergebnissen, das Interesse für die Anwendung dieser Technologie zur Steigerung der Leistungsfähigkeit bei der Kokserzeugung.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 12—14

DK: 621.745:621.745

Popescu, T. und *Grecu, L.*: **Zur mathematischen Modellierung der Schmelzkinetik im Elektroofen**

Die Arbeit beschreibt ein mathematisches Modell zur Simulierung des Schmelzvorgangs im Elektroofen für angegebene Beschickungs- und Schmelzprogramme.

Das mathematische Modell dient zur Festlegung des Beschickungsprogrammes und der elektrischen Betriebsweise eines bestimmten Ofentyps; dieses Prozess erfolgt durch Simulation mehrerer Varianten.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 15—16

DK: 669.046.55:66.046.51:669.71.015.4

Cornea, St. und *Riza, M.*: **Eigentümlichkeiten betreffend der Desoxydation und das kontrollierte Legieren, anhand des Eintauchens des Aluminiumdrahtes**

Die aluminiumdesoxydierten Stähle sind durch einen hohen Reinheitsgrad gekennzeichnet und die gebliebenen Einschlüsse fein und gleichförmig verteilt. Dabei wird das Aluminium im flüssigen Stahl unter der Form von Draht eingetaucht; durch den Einsatz von Anlagen die mit minimalen Anlagekosten errichtet werden können.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 17—19

DK: 669.14.018.8:621.643

Cazimirovici, E. und *Tircolea, M.*: **Beiträge zur Bestimmung des Verformungsverhaltens nichtrostender Stähle für Kapillarröhre im Rahmen des Zugversuches**

Es werden die Versuchsergebnisse zur Beschreibung des Verhaltens nichtmetallischer Werkstoffe in bezug auf die Plastizität und die Verformungsfestigkeit dargestellt.

Gleichzeitig werden die bedeutendsten Kenngrössen der Kapillarröhre aus nichtrostendem W.1.4435-Stahl beim Zugversuch bestimmt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 20—25

DK: 620.193-669.14

Nicola, Maria, Badea, Teodora und *Brinzoi, V.*: **Korrosionsverhalten des OL 37-Kohlenstoffstahles und des CuZn 30-binären Messings im industriellen Wasser**

Die vorliegende Arbeit bestätigt das Erforschen des Verhaltens des OL 37-Kohlenstoffstahles und des CuZn-30 binären Messings, im Wasser, in Abhängigkeit von den folgenden Parametern, wie z.B.: Temperatur, Chlorid-und Sulfatgehalt, „m"-Alkalität- als Folge der Gegenwart der Karbonate und der Hydrogenkarbonate, und Sauerstoffgehalt.

Die Bestimmungen wurden in härteloses Wasser durchgeführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 26—29

DK: 66.063.2:620.192.46

Raşeev, D. und *Drăghici, Gh.*: **Untersuchungen zur Wasserstoffdiffusion in Stählen bei Spannungsrißkorrosion in sauren Medien**

Es wird die Wirkung des im Stahl gedrungenen Wasserstoffs in schwefelwasserstoffreichen Medien untersucht. Für den Nachweis der Wasserstoffdiffusion wurde eine Methodologie, die auf dem Phänomen der Wasserstoffdiffusion beruht, ausgearbeitet. Es wird der Diffusionskoeffizient bestimmt und es wird auch der Einfluß der mechanischen Spannungen auf die Diffusionsgeschwindigkeit untersucht.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 30—33

DK: 621.771.2—115

Stoicescu, C. und *Aldea, G.*: **Hochleistungsantriebe mittels von Gleichstrommotoren, für rumänische Walzwerke**

Die von IPROLAM geplanten Walzwerke, die den gegenwärtigen Ansprüchen entgegenkommen und ausschliesslich aufgrund von rumänischen Ausrüstungen hergestellt wurden, sind mit Hochleistungsgleichstromantriebe und sehr komplexen Systemen vorgesehen, zwecks der Selbstregelung und der Kontrolle der Betriebsparametern.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 34—37

DK: 66.02 : 621.73

Badea, S.: **Einige Ansichten betreffend den Beitrag der Instandhaltungskosten bei den wirksamen Einsatz der Schmiedetechnikausrüstungen**

Die Erkenntnis des Beitrags der Instandhaltungskosten zur Kostenbildung und somit die Erkenntnis des Instandhaltungseinzelbudgets, bezogen zu den Kosten, für jedes Fertigungsverfahren oder für jede Ausrüstung, sind Voraussetzungen für die Bestimmung der organisatorischen und verfahrenstechnischen Massnahmen der Festlegung der zukünftigen Planphasen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 38—39

DK: 621.746.01 : 676.1

Oprea, Fl., Ivănescu, Al., Solomon, N., Vlas, L., Harbuz, L. und *Ciocan, N.*: **Erforschungen betreffend das Giessen saugfähiger Walzeumhüllungen; für den Einsatz in der Zellulose — und Papierindustrie**

In der Arbeit werden die Ergebnisse der Untersuchungen angesichts des Ersatzes der saugfähigen Walzeumhüllungen aus Einfuhrbronze mit Sn mit Umhüllungen aus Bronze mit Al angeführt Es werden ebenfalls die Herstellungstechnik und die Zentrifugalgusstechnik der grossen Büchsen, wie auch die Schweiss-und Wärmebehandlungsbedingungen dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 40—43

DK: 621.921

Negrea, I. und *Roşca, Cristina*: **Erforschung der mechanischen Eigenschaften von Schleifkörpern**

Aufgrund der Elastizitätstheorie wurden einige Faktoren die einen Einfluss auf den peripheren Bruchgeschwindigkeitswert haben wie auch das Bruchverhalten der Schleifkörper erforscht. Aus den erhaltenen Ergebnissen gehen einige Wachstumsmöglichkeiten der Leistungsfähigkeit des Schleifprozesses mit Hilfe von Schleifkörpern, beim Planen der Schleifanlagen, hervor.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 44—47

DK: 621.771.07

Sofroni, L., Bratu, C., Ştefănescu, Fl. und *Selönberger, F.*: **Untersuchungen betreffs der Erforschung der Erstarrung von bimetallischen Walzen, die in Abgleitkernformen, durch mathematische Gestaltung, gegossen werden**

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 48—51

SOMMAIRE

CD: 666.763.4

Gheorghe, Mihaela et *Szabo, A.*: **Progrès dans la mise en valeur supérieure de la dolomite en Roumanie**

Les gisements de dolomite de qualité supérieure et les avantages métallurgiques obtenus à la suite de son utilisation dans la sidérurgie déterminent l'appliquation des produits dolomitiques dans différents aggrégats thermiques industriels: aux revêtements en produits dolomitiques et de magnésie-dolomite liés au goudron, aux masses dolomitiques damées des poches de transport, des poches pour la coulée de l'acier et à la dolomite calciné aux convertisseurs LD pour la formation de la scorie et la protection des revêtements refractaires.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 5—9

CD: 569.168:546.28

Rozolimo, Paulina, Avram, C., Ancuț, R. et *Boiangiu, C.*: **Recherches sur la détermination de la technologie d'élaboration du ferrosiliciumchrome à teneur élévée en silicium**

L'article présente les résultats des expériments industriels d'obtention, par la méthode sans scorie, du ferrosilicium nécessaire dans le processus de fabrication du ferrochrome affiné.

Les expériments ont été effectués dans un four électrique de 16,5 MVA, lorsqu'on remplace le ferrochrome à teneur élévée en carbone par le FeSi45.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 10—11

CD: 662.741.3:662.749.4

Albăstroiu, P., Grecu, O. et *Fănieru, Lucia*: **L'influence de l'addition de goudron dans la charge de cokéfaction sur les proprietés du coke métallurgique**

Les essais de cokéfaction en phase pilote des charges à différentes teneurs de goudron utilisées à l'échelle industrielle, ont mis en évidence des accroissements du poid volumétrique pendant l'alimentation de la charge dans le four à cokéfaction ainsi que l'amélioration des caractéristiques mécaniques du coke métallurgique.

Les données de la littérature, de même que les résultats des recherches justifient l'intérêt pour l'application de cette technologie dans le but de l'accroissement de l'efficience dans l'élaboration du coke.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 12—14

CD: 621.745:621.745

Popescu, T. et *Grecu, L.*: **Aspects concernant la simulation mathématique de la cinétique du processus de fusion dans le four électrique**

On présente un modèle mathématique qui permet la simulation du processus de fusion dans le four électrique ayant des programmes de chargement et de fusion bien déterminés. Le modèle mathématique permet la détermination du programme de chargement et du régime électrique pour un type donné de four, par la simulation de plusieurs variantes.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 15—16

CD: 669.046.55:66.046.51:669.71.015.4

Cornea, St., et *Riza, M.*: **Particularités concernant la désoxydation et l'alliage contrôlé par l'immersion du fil d'aluminium**

Les aciers désoxydés par aluminium ont une pureté élevée tandis que les inclusions présentes sont fines et uniformement répandues.

L'aluminium peut être immersé dans l'acier liquide sous la forme d'un fil à l'aide des installations à coût bas.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 17—19

CD: 669.14.018.8:621.643

Cazimirovici, E. et *Tircolea, M.*: **Contributions concernant la détermination du comportement pendant la déformation à l'téirage de l'acier inoxydable pour tubes capillaires**

On présente les résultats des essais expérimentaux effectués pour déterminer le comportement du matériau métallique, du point de vue de la plasticité et de la résistance à la déformation, ainsi que les paramètres principaux du processus d'étirage pour les tubes capillaires en acier inoxydable de type W 1.4435.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 20—25

CD: 620.193—669.14

Nicola, Maria, Badea, Teodora et *Brînzoi, V.*: **Le comportement à la corrosion de l'acier carbone OL 37 et du laiton binaire CuZn30 dans les eaux de chauffage**

L'article analyse le comportement de l'acier carbone OL 37 et du laiton binaire CuZn30 dans l'eau, en fonction des paramètres suivants: la température, la teneur en chlorures et en sulphates, l'alcalinité „m" provoquée par les carbonates et par les bicarbonates et la teneur en oxygène.

Les expériments ont été effectués dans l'eau adouci.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 26—29

CD: 66.063.2:620.192:46

Rașeev, D. et *Drăghici, Gh.*: **Recherches sur la diffusion de l'hydrogène en acier dans le cas de la fissuration sous tension en milieux aqueux à hydrogène sulfuré**

L'article analyse le rôle de l'acier perméable à l'hydrogène en milieux aqueux à hydrogène sulfuré.

Les auteurs ont déterminé les coefficients de diffusion et ont étudié l'influence de la tension mécanique sur la vitesse de diffusion.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 30—33

CD: 621.771.2—115

Stoicescu, C. et *Aldea, G.*: **Commandes de puissance élevée par moteurs à courant continu pour les laminoirs de Roumanie**

Les laminoirs projetés par IPROLAM, au niveau de la technique mondiale actuelle, réalisés à l'aide de l'outillage et de l'équipement fabriqués en Roumanie, sont équipés de commandes de courant continu de puissance élevée, de systèmes complexes pour la commande automatique et pour le contrôle des paramètres fonctionnels.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 34—37

CD: 66.02:621.73

Badea, S.: **Aspects concernant la contribution des frais d'entretien à l'utilisation efficace des outillages technologiques de forgeage**

Les frais d'entretien dans la formation des coûts pour chaque ligne technologique ou outillage représentent des précieuses informations qui déterminent la prise de mesures organisatoriques et techniques pour les périodes suivantes.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 38—39

CD: 621.746.01:676.1

Oprea, Fl., Ivănescu, Al., Solomon, N., Vlas, L., Harbuz, L. et *Ciocan, N.*: **Recherches concernant la coulée des chemises absorbantes des cylindres pour l'industrie de la cellulose et du papier**

L'article présente les résultats des recherches concernant le remplacement des chemises absorbantes des cylindres en bronze à Sn importé par des chemises en bronze à Al. On présente également la technologie d'élaboration et de coulée centrifuge des moyaux de grandes dimensions, de même que les conditions de soudage et leur traitement thermique.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 40—43

CD: 621.921

Negrea, I. et *Roșca, Cristina*: **L'étude des propriétés mécaniques des corps abrasifs**

A partir de la théorie de l'élasticité on a étudié certains facteurs qui influencent la valeur de la vitesse périphérique de fracture, de même que le comportement à la fracture des corps abrasifs.

Les résultats obtenus mettent en évidence certaines possibilités d'augmenter la productivité de l'opération de rectification à corps abrasifs pour la projection des machines à rectifier.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 44—47

CD: 621.771.07

Șofroni, L., Bratu, C., Ștefănescu, Fl. et *Schönberger, F.*: **Recherches sur l'étude de la solidification des cylindres de laminoirs bimétalliques, coulés en moules à noyau glissant, par le modélage mathématique**

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 48—51

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 666.763.4

Георге, Михаела и *Сабо, А.*: **Достижения в повышенном использовании доломитов в С. Р. Румынии**

Благодоря изобилию залежей доломита высокого качества и металлургических преимуществ, которые представляют его использование в металлургической промышленности, доломитовые изделия могут быть применены на различных промышленных термических агрегатах: у футеровок из доломитовых или магнезито-доломитовых изделий связанных смолой, у штамповочных доломитовых масс транспортных ковшей, у сталеразливочных ковшей и у прокаленного доломита кислородных конвертеров для образования шлака и защиты огнеупорных футеровок.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 5 — 9

ДК: 669.168:546.28

Розолимо, Паулина, Аврам, К., Анкуц, Р. и *Боранджиу, К.*: **Исследования по определению технологии выплавки ферросиликохрома с высоким содержанием силиция**

В работе представлены результаты промышленных испытаний получения методом без шлака ферросиликохрома с высоким содержанием силиция, необходимого в процессе изготовления рафинированного феррохрома.

Испытания проведены в электропечи 16,5 MBA при переходе печи от феррохрома с высоким содержанием углерода на FeSi 45.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 10 — 11

ДК: 662.741.3:662.749.4

Албэстрою, П., Греку, О и Фуниеру, Лучия: **Влияние добавки смолы в коксовой шихте на характеристики металлургического кокса**

Эксперименты коксования в пилотной фазе промышленных шихт с добавками смолы в разных пропорциях, выявили повышения объёмного веса при нагрузки шихты в коксовальную печь и улучшения механических характеристик металлургического кокса.

Данные представленные в литературе, а также полученные результаты оправдывают интерес применения этой технологии с целью повышения эффективности изготовления кокса.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 12 — 14

ДК: 621.745

Попеску, Т. и Греку, Л.: **Общие взгляды на математическое моделирование кинетики процесса плавления в электропечи**

В работе представлена математическая модель, позволяющая симулировать процесс плавления в электропечи на основе указанных программ нагрузки и плавления. Математическая модель позволяет определить программу нагрузки и электрического режима для определённого типа печи, при симулировании нескольких вариантов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 15 — 16

ДК: 669.046.55:66.046.51:669.71.015.4

Корня, Ш. и *Риза, М.*: **Особенности относительно раскисления и контролируемого легирования погружением алюминиевой проволоки**

Стали раскисленные алюминием характеризуются повышенной чистотой, а остающиеся включения являются тонкими и равномерно распределенными.

Для этого алюминиевая проволока может быть погружена в жидкую сталь через установки, изготовленные минимальными капиталовложениями.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 17 — 19

ДК :669.14.018.8: 621.643

Казимирович, Е. и Цыркокя, М.: **Вклады по установлению поведения нержавеющей стали для капиллярных труб при деформации при растяжении**

В работе представлены результаты экспериментальных испытаниях, проведенных с целю характеризования поведения металлического материала с точки зрения пластичности и прочности при деформации, а также установлению некоторых основных параметров процесса растяжения для капиллярных труб из нержавеющей стали типа WI.4435.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 20 — 25

ДК: 620.193:669.14

Никола, Мария, Бадеа, Теодора и *Брынзей, В.*: **Поведение при коррозии углеродистой стали OL37 в греющей воде**

В работе изучается поведение углеродистой стали OL37 и бинарной латуни CuZn 30 в воде, в зависимости от ряда параметров: температуры, содержания хлоридов и сульфатов, щелочности «м» благодоря карбонатов и бикарбонатов, содержания кислорода.

Определения проведены в смягченной воде.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 26 — 29

ДК: 66.063.2:620.192.46

Рашеев, Д. и *Дрэгичъ, Г.*: **Исследования водородной диффузии в стали при образовании трещин под напряжением в водной среде с сероводородом**

Изучается роль водорода, который проникает в сталь, находящуюся во влажной среде с присутствием сероводорода. Для исследования диффузии водорода была разработана методология, основанная на феномене проникновения водорода. Определяется коэффициент диффузии и одновременно изучается влияние механических напряжений на скорость диффузии.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 30 — 33

ДК: 621.771.2 — 115

Стойческу, К. и *Алдеа, Г.*: **Приводы высокой мощности двигателей постоянного тока для прокатных станов**

Станы запроектированные ИПРОЛАМ-ом, на уровне современной мировой техники, реализируемые оборудованием изготовленным в С. Р. Румынии, предвидены приводами двигателей постоянного тока высокой мощности, с особенными комплексными системами для автоматического регулирования и контроля функциональных параметров.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 34 — 37

ДК: 66.02:621.73

Бадеа, С.: **Некоторые аспекты по вкладу накладных расходов при эффективном использовании технологических ковочных оборудований**

Познание вклада накладных расходов при образовании стоимости является ценной информацией, определяющей организационные и технические меры для следующих периодов плана.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 38 — 39

ДК: 621.746.01:676.1

Опреа, Ф., Ивэнеску, А., Соломон, Н., Влас, Л., Харбуз, Л. и *Чекан, Н.*: **Исследования по литью поглащающих кожухов вальцов для целлюлозной и бумажной промышленностях**

Работа представляет результаты исследований по замене поглощающих кожухов из импортных бронзов с Sn кожухами из бронза с Al. Представлена технология выплавки и центробежного литья втулок больших размеров и условия сварки и термообработки этих.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 40 — 43

ДК: 621.921

Негря, И. и *Ройка, Кристина*: **Изучение механических свойств абразивных тел**

На основе теории упругости изучены факторы, влияющие значение периферийной скорости порыва, а также и поведение при порыве абразивных тел.

Полученные результаты указывают на пути повышения производительности операции шлифования абразивными телами при проектировании шлифовальных станков.

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 44 — 47

ДК: 621.771.07

Софрони, Л., Брату, К., Штефэнеску, Ф. И Шёнбергер, Ф.: **Исследования математическим моделированием по изучению затвердевания биметаллических прокатных валков, отлитых в формах со скользящем стержнем**

Metalurgia 40 (1988), nr. 1, p. 48 — 51

METALURGIA 1
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Ing. Mihaela Gheorghe şi ing. A. Szabo
ICEM

Realizări în valorificarea superioară a dolomitelor

CZ : 666.763.4

Rocile dolomitice sînt foarte răspîndite în R.S. România în cantităţi practic inepuizabile, formînd masive importante cuprinse în domeniul hidrotermal şi sedimentar.

Gradul de puritate al acestor dolomite este relativ ridicat, cca 20% MgO şi chiar mai mult, dar adesea apar intercalaţii silicoase sau de minerale anfibolice formate pe seama unor argile iniţiale. În aceste dolomite apar cristale mari de bioxid de siliciu pînă la conţinutul de maximum 4% sub formă de tremolit.

Dolomitele triasice, răspîndite în Carpaţii Orientali şi în Munţii Apuseni, au un conţinut ridicat de oxid de magneziu de cca. 19%MgO şi intercalaţii argiloase uşor de îndepărtat prin spălare-sitare.

Lipsa magnezitei, prezenţa în cantităţi mari a dolomitei, preţul de cost scăzut al acesteia şi calităţile ei refractare impun dolomita din R. S. România ca cea mai importantă materie primă pentru fabricarea produselor dolomitice şi magnezio-dolomitice.

Tabelul 1

Calitatea dolomitei din R. S. România

Denumirea	Impurităţi omologate pe probe brute	Impurităţi pe probe preparate
Ovidiu	2,03	0,47
Voşlobeni	2,80	1,86
Bitca Sarului	—	—
Crăciuneasa	2,45	0,82
Piatra Pietrarilor	3,35	1,86
Veneţia de Sus	2,61	1,76
Buru	3,75	1,40
Tulea	3,53	1,56
Imalac	5,70	1,31
Mahmudia	2,20	1,50
Delniţa	2,50	1,88
Teliuc	—	—
Zlaşti	—	—
Piriul Cailor Măgureni	3,76	0,89
Tg. Lăpuş	1,25	0,54

Din tabelul 1 rezultă că prin procedeele de preparare miniere simple (cernere-spălare) se obţin conţinuturi scăzute de impurităţi pe probe preparate.

Lucrarea îşi propune să prezinte şi direcţiile principale de valorificare a dolomitelor pe plan mondial şi în R. S. România.

Valorificarea superioară a dolomitelor la fabricarea produselor dolomitice, magnezio-dolomitice temperate, arse şi impregnate, a maselor de torcretare şi ştampare

Dolomitele utilizate la fabricarea dolomitei sinterizate şi a produselor dolomitice şi magnezio-dolomitice trebuie să prezinte un conţinut ridicat în oxid de magneziu şi un conţinut redus de impurităţi repartizate neuniform în masa rocii de bază, să fie uşor sinterizabile, prezentînd o structură uniformă formată din cristale mici sau o structură formată din cristale cu dimensiuni variabile. În figura 1 sînt prezentate tendinţele de creştere a conţinutului de oxid de magneziu şi de micşorare a impurităţilor în dolomitele utilizate în R. S. România şi pe plan mondial.

În tabelul 2 sînt prezentate caracteristicile principale ale dolomitelor din R.S. România ce se utilizează la fabricarea produselor dolomitice şi magnezio-dolomitice, maselor de ştampare şi torcretare şi pentru formarea zgurei.

În tabelul 3 sînt prezentate caracteristicile dolomitelor sinterizate indigene comparativ cu caracteristicile dolomitelor sinterizate din alte ţări, destinate fabricării produselor bazice.

Dolomita sinterizată se utilizează cu succes la fabricarea produselor dolomitice, la căptuşirea diferitelor agregate termice.

Convertizoare cu oxigen

Uzura termică diferenţială a diferitelor sortimente de produse este prezentată în figura 2, dovedită şi de practica industrială prin căptuşeala convertizoarelor LD.

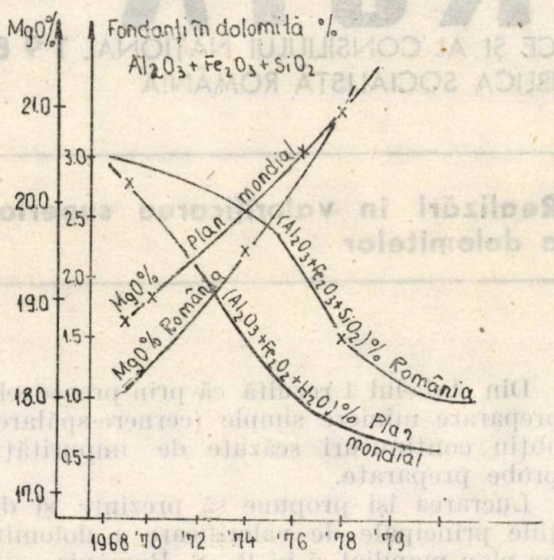


Fig. 1

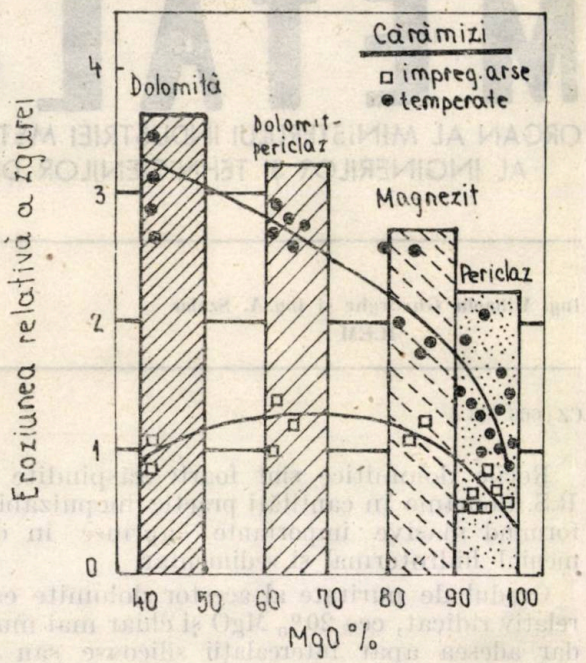


Fig. 2

Tabelul 2

Caracteristicile principale ale dolomitelor din R.S. România care se folosesc la fabricarea produselor dolomitice și la formarea zgurei în convertizorul cu oxigen

Felul dolomitei	Granulația, mm	Compoziția chimică, % MgO	CaO	PC	Suma oxizilor $Al_2O_3+Fe_2O_3+SiO_2$	Porozitatea aparentă, %	Umiditatea
Dolomite utilizate la fabricarea produselor dolomitice, masă							
— Dolomita A	3—15	20.41	31,44	47,12	0,86	2	—
	sub 3 mm	20,02	31,73	46,79	1,19		
— Dolomita B	3—15	19,23	32,92	47,02	0,46	2	—
	sub 3 mm	19,52	31,72	46,21	1,86		
— Dolomita C	3—15	19,75	31,53	46,38	1,88	3,5	—
	sub 3 mm	18,62	30,63	44,45	5,27		
Condiții de calitate impuse	3—15	min. 19	—	min. 45	max. 1,5	—	—
Dolomite utilizate la formarea zgurei	8—25	min. 19	—	min. 45	max. 2,5	—	max. 3

Tabelul 3

Caracteristicile dolomitelor sinterizate indigene comparativ cu caracteristicile dolomitelor sinterizate din alte țări, destinate produselor dolomitice pentru oțelării

Dolomita sinterizată	Compoziția chimică, % CaO	MgO	$Fe_2O_3 + Al_2O_3$	SiO_2	PC	Densitatea aparentă, g/cm³	Porozitatea aparentă, %	Hidratabilitatea, %
R. S. România								
— Dolomită A	57.40	37.41	2,07	1,65	0,40	3,05—3,25	3,2—7,2	1,3—12,6
— Dolomită B	58.00	37.55	1,84	1,44	0,41	3,10—3,22	2,9—6,5	4,2—10,5
— Dolomită C	57,40	37,60	2.16	1,30	0,39	3,01—3,20	4,5—6,9	3,3— 9,8
— Dolomită D	58,03	37,00	2.19	1,40	0,35	3,10—3,19	5,2—7,6	1,5—15,0
Belgia	57,5	40,60	1.00	0,9	—	3,10	—	—
Franța	56,6	39,60	2,00	0,9	—	3,20	—	—
R. F. Germania	59,0	39,30	1,50	0,7	—	3,15	—	—
Anglia	55.8	40,80	2.45	1,0	—	3,05—3,10	—	—
Grecia	60,5	38,30	0,60	0,6	—	3,05	—	—

Valoarea de întrebuințare a acestor produse este direct legată de calitatea materiilor prime și de gradul de prelucrare a acestora.

Durabilitatea atinsă pe căptușeli dolomitice este de 350—700 șarje/campanie și 3,3 kg/t oțel consum specific.

În R.S. România se utilizează curent blocuri dolomitice legate cu gudron la căptușeala de uzură a convertizoarelor LD de la C.S. Galați. Durabilitățile atinse cu aceste căptușeli au fost de 300—400 șarje/campanie.

Din 1978 s-au luat măsuri pentru mărirea durabilității căptușelii convertizoarelor LD și anume:

— îmbunătățirea calității blocurilor dolomitice prin utilizarea unor dolomite ușor sinterizabile;

— utilizarea dolomitelor greu sinterizabile la formarea zgurei pentru îmbogățirea zgurei de convertizor pînă la minimum 6% MgO;

— glazurarea căptușelii convertizoarelor cu zgură de viscozitate ridicată;

— torcretarea preventivă, programată a zonelor de uzură maximă a căptușelii convertizoarelor, realizată din anul 1978 pînă în anul 1983 cu materiale de torcretare din import (BOF 239 Irlanda — R.F.G., Gunmag Canada — Belgia) după un trial a opt firme producătoare de mase de torcretare, magnezitice și magnezio-dolomitice.

În anul 1983, alături de materialele de torcretare curent utilizate, BOF 239 și Gunmag, au fost experimentate materiale de torcretare oferite de firma Veitscher OW—70, firma Radex Permasit G și firma Lafarges în paralel cu materialul de torcretare românesc în curs de experimentare. În urma cercetărilor efectuate de ICEM și C.S.G. s-a constatat că materialul de torcretare magnezio-dolomitic românesc experimental este comparabil cu materialele de torcretare din import, putînd să le înlocuiască. În prezent, se utilizează cu succes materiale de torcretare magnezio-dolomitice indigene.

În urma aplicării metodelor de îmbunătățire a căptușelii convertizoarelor LD, s-au atins durabilități între 500 și 700 șarje/campanie.

Cuptoare electrice cu arc

În R.F.G., pe un cuptor electric de 50 t căptușit cu produse dolomitice s-au obținut durabilități de 500 — 1000 șarje la vatră și 100 — 140 șarje la perete. Consumul specific realizat în funcție de condițiile de exploatare variază între 5 și 10 kg/t de oțel elaborat, la care se adaugă materialele de întreținere.

Cuptoarele de capacitate pînă la 20 t din turnătorii se căptușesc monolitic cu masă dolomitică „uscată" ștampată prin mijloace mecanizate.

În R.S. România se ștampează curent, cu dolomită sinterizată, pereții cuptoarelor electrice de 9 t utilizîndu-se blocuri dolomitice legate cu smoală și temperate la cuptoarele electrice de 4 și 6 t. S-au efectuat experimentări cu aceste produse la pereții cuptoarelor electrice de 50 și 100 t de la C. S. Galați și C.S. Hunedoara. Durabilitățile atinse pe căptușeli au fost de 90—100 șarje.

Convertizorul AOD

Pe plan mondial convertizoarele AOD se căptușesc cu produse dolomitice arse înlocuind, în special în țările europene, produsele bazice scumpe. Performanțele atinse pe căptușelile dolomitice la convertizoarele AOD sînt de 80—100 șarje cu schimbarea zonei de insuflare la 60 șarje și un consum specific de cărămizi între 10 și 30 kg/t oțel.

Oala de turnare

Avînd în vedere avantajele dolomitei în oalele de turnare (gradul de desulfurare ridicat, durabilitatea ridicată, prețul de cost scăzut, gradul de puritate al oțelului ridicat, dezoxidarea, defosforarea avansată), utilizarea

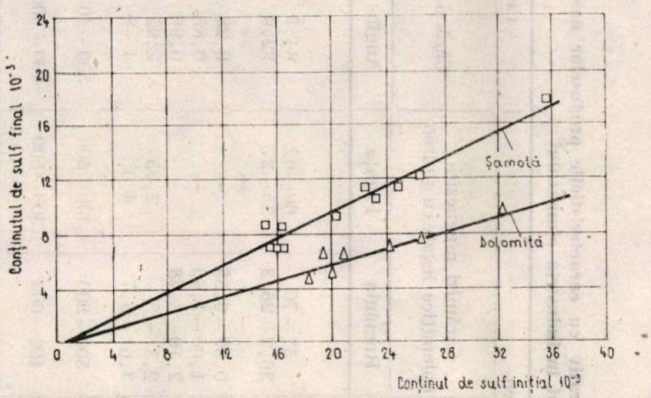


Fig. 3

căptușelilor dolomitice la aceste agregate termice a luat o amploare importantă (fig. 3). Se pot utiliza atît produsele dolomitice legate cu smoală, arse și impregnate, cît și căptușirea monolitică ștampată manual sau mecanizat în masa dolomitică legată cu smoală sau lipsită de smoală. Durabilitățile atinse pe astfel de căptușeli dolomitice la oalele de turnare sînt între 50 și 100 șarje/campanie.

S-au utilizat produse dolomitice la căptușeala de uzură a oalei de turnat oțelul de 180 t de la Oțelăria I, II, III de la C. S. Galați și Oțelăria I și II de la C. S. Hunedoara. Durabilitatea atinsă pe astfel de căptușeli a fost de 40—90 turnări, realizîndu-se o uzură specifică de 1 mm/șarje.

Cuptoare rotative din industria cimentului, industria varului și industria dolomitei sinterizate

În ultimii doi-trei ani s-a pus problema utilizării produselor dolomitice la căptușirea cuptoarelor rotative. Experiența a dovedit că atît produsele dolomitice legate cu smoală și temperate cît și produsele cu liant ceramic pentru

Tabelul 4

Caracteristicile cărămizilor fabricate la C.S. Galați comparativ cu caracteristicile produselor dolomitice din alte țări, utilizate în oțelării și în industria cimentului

Caracteristici	Convertizoare cu oxigen						Cuptor rotativ de ciment					Cuptor electric	
	Cărămizi dolomitice legate cu gudron				Cărămizi magnezio-dolomitice legate cu gudron		Cărămizi dolomitice legate cu gudron					Cărămizi dolomitice legate cu gudron	Cărămizi magnezitice legate chimic
	România	R.F.G.	Italia	Japonia	România	Franța	Anglia	România	Spania	R.F.G.		România	Iugoslavia
Compoziție chimică, %													
MgO	36,6—37,8	38,2	39,5	31—32	57—70	60—62	64,7	36,6	34,7	36,7		36,7—37,4	75—80
CaO	56,2—59,3	59,2	58,4	—	36,2—26,3	35—37	32,9	57,5	54,3	59,9		56,9—59,8	1,5
Cr_2O_3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—		—	8—10
Al_2O_3	0,5—0,9	0,8	0,7	—	0,39—0,59	—	0,28	0,40	0,9	1,12		0,52—0,85	3—5
Fe_2O_3	0,98—1,97	0,8	0,4	max. 4	1,00—1,80	—	0,85	1,60	6,9	0,92		1,09—1,37	3—5
SiO_2	1,14—1,57	1	1,1	max. 1	2,10—3,78	—	0,96	1,40	3,0	0,70		1,32—1,62	3
Densitate aparentă, g/cm³	2,84—2,91	2,9	2,98	min. 2,86	2,8 —3	2,95	2,92	2,87	2,9	2,75		2,89—2,90	2,9—3
Porozitate aparentă, %	4,9—8,2	10	6,0	max. 10	3,6 —8,7	4,0	4—8	5—6	8,0	—		7—8	16—20
Rezistență la compresiune, daN/cm²	300—600	500	—	400—500	500—800	400—600	300—400	400—500	500	525		300—400	450
Durabilitate, șarje/campanie sau luni	250—600	300—500	400—600	400—800	400—600	300—500	400—500	8 luni	12 luni	6—12 luni		90—100	110—125

industria cimentului, în condiții comparabile de funcționare, au o durabilitate mai ridicată sau egală cu produsele speciale utilizate în acest scop. Performanțele durabilităților căptușelilor la cuptoarele rotative depind de o serie de factori ca: diametrul cuptorului, condițiile de funcționare, procedeul aplicat, combustibilul utilizat etc. În toate cazurile însă, datorită aptitudinii de formare a lipiturii, performanțele sînt egale sau superioare cărămizilor magnezio-cromitice speciale din industria cimentului.

În R. S. România s-au utilizat cărămizi dolomitice liate cu gudron la căptușirea zonei de sinterizare a cuptoarelor de ciment de 800 t clincher pe zi de la C. A. Medgidia.

Caracteristicile produselor dolomitice utilizate și durabilitățile obținute pe aceste căptușeli sînt comparabile cu cele ale cărămizilor din import (tab. 4).

Oale de tip Torpedo

Performanțe deosebite s-au obținut prin utilizarea produselor dolomitice arse la căptușirea zonei de uzură a oalelor Torpedo de transportat fontă și feromangan lichid. S-a realizat un consum specific de 0,97 kg/t de fontă și 0,87 kg/t de feromangan.

Utilizarea dolomitei crude greu sinterizabile la convertizoare LD

Pentru a micșora dizolvarea oxidului de magneziu din căptușeala refractară bazică în zgură într-un număr important de oțelării LD din lume se practică introducerea de dolomită în convertizor, care asigură conținutul de MgO din zgură modificînd mecanismul de formare al zgurei.

Cercetările efectuate asupra vitezei dizolvării varului în zgură au arătat că formarea zgurei în prezența oxidului de magneziu este mai rapidă. Varul sub formă de bucăți în con-

Fig. 4

tact cu zgura inițială acidă reacționează rapid cu bioxidul de siliciu, formînd o peliculă compactă de ortosilicați și ortofosfați refractari avînd temperatură de topire ridicată (fig. 4).

Pelicula refractară formată reduce viteza de dizolvare a varului în zgură. În prezența oxidului de magneziu, formarea ortosilicaților tinde spre formarea merviniitului și monticelitului compuși, cu temperatura de descompunere (topire incongruentă) apropiată de temperatura băii, iar fenomenul de inhibare constatat în sistemul binar nu mai are loc în sistemul ternar și polinar; odată cu formarea FeO în baie, viteza de asimilare a varului crește și mai mult în prezența oxidului de magneziu în zgură, iar fluiditatea zgurei crește astfel încît fluidificatorii de zgură clasică (CaF_2, $Na_2Si_2F_6$) nu mai sînt necesari; prin suprimarea acestor adaosuri, nocivitatea zgurei scade mult.

La Uzina Wakayama, Sumitomo Industries Ltd., Japonia, unde se utilizează 25 kg/t dolomită brută și cca 20 kg zgură granulată/t, s-au obținut durabilități de peste 3 000 șarje/căptușeală (fig. 5).

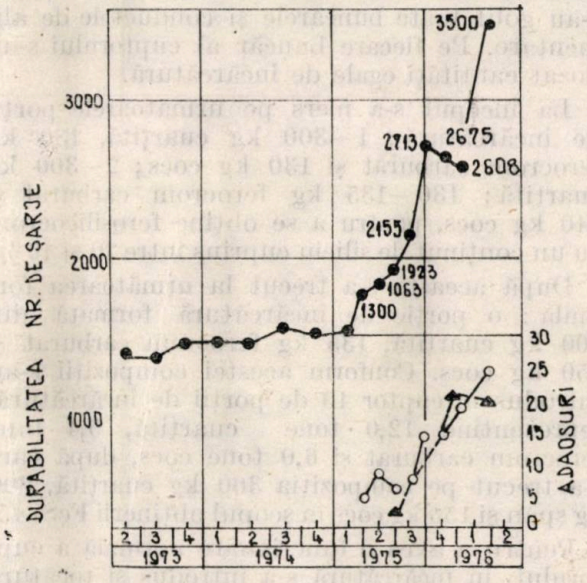


Fig. 5.

La Uzinele Kimitsu—Japonia performanțele de 6 000—10 000 șarje/căptușeală au fost obținute prin introducerea de var dolomitic cu 30% MgO la convertizoare de 250—300 t. În R.S.R. se practică, începînd cu anul 1978, un procedeu de protejare combinată a căptușelii refractare la convertizoarele LD de la C.S. Galați care cuprinde:

— adăugarea în convertizor a cca 25 kg/t oțel dolomită crudă sau dolomită calcinată care să asigure în zgură un conținut de minimum 6% MgO;

— aplicarea unui program preventiv de torcretare și glazurare pe întreaga durată a campaniei căptușelii refractare;

— îmbunătățirea calității blocurilor dolomitice utilizate la căptușeala de uzură a convertizoarelor prin folosirea unor dolomite brute, ușor sinterizabile, cu un conținut scăzut de impurități.

Prin aplicarea acestor metode la convertizoarele LD de la C. S. Galați s-au atins durabilități de 500—700 șarje/campanie.

Concluzii

Datorită abundenței zăcămintelor de dolomită de calitate corespunzătoare și avantajelor metalurgice pe care le prezintă utilizarea dolomitei în diverse locuri din industria siderurgică, în R. S. România produsele dolomitice se pot extinde la diferite agregate termice industriale; la căptușeli din produse dolomitice și magneziodolomitice legate cu gudron și impregnate inclusiv pe bază de brucit la convertizoarele LD, AOD, cuptoare electrice (vatra și pereții cuptorului sub nivelul zgurei), oale de transport, oale de turnat oțelul, cuptoare rotative din industria cimentului (zona de sinterizare), la mase dolomitice ștampate la oale de transport, oale de turnat oțelul și la dolomită calcinată (12—25 kg/t oțel) la convertizoarele L.D. pentru formarea zgurei și protejarea căptușelilor refractare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Alper, A. — *High temperature oxides*. Academic Press, New-York, London, 1970, p. 1—180

[2] Spencer, X. D. R. F. *Dezvoltarea refractarelor în LD*. În: Refractories Journal, Anglia, 1975, p. 8—26.

[3] Nashiwa, H. *Influența îmbogățirii conținutului de MgO din zgură asupra îmbunătățirii durabilității căptușelilor refractare ale convetizoarelor*. În: C.I.T. Franța, nr. 1, 1978, p. 203—210.

[4] Resch, W.: *Durabilitatea record a căptușelilor refractare ale convertizoarelor de la Uzina Kimitsu a Soc. Nippon Steei* Corporation. În: C.I.T. Franța, nr. 5/1977, p. 1311—1319.

[5] Buhr, H., Krefeld, M. și Oberbach, M. *Contribuția la căptușelile din materiale refractare ale oalelor de turnare pentru tratamentul suplimentar al oțelurilor*. Conferința firmei Didier, București, 1976.

[6] John, M. și Berthet, A. *Factorii de uzură ai căptușelilor refractare ale convertizoarelor de la uzina Kimitsu a Soc. Nippon Steel Corp.* În: C.I.T. Franța, nr 2, 198, p. 357—377.

Cercetări privind stabilirea tehnologiei de elaborare a ferosilicocromului cu conținut ridicat de siliciu

Ing. Paulina Rozolimo și ing. C. Avram
ICEM
ing. R. Ancuț și ing. C. Boiangiu
C. M. Tulcea

CZ : 669.168 :546.28

Experimentările pentru stabilirea tehnologiei de elaborare a ferosilicocromului cu un conținut de peste 40% siliciu s-au efectuat într-un cuptor electric cu arc deschis cu o putere nominală de 16,5 MVA, în perioada de trecere a acestuia de pe ferocrom carburat pe ferosiliciu 45.

Cuptorul cu un diametru al creuzetului de 6 100 mm și o înălțime de 2 300 mm, cu electrozi de tip autococsificabil, cu diametrul de 1 200 mm (diametrul cercului electrozilor de 2 900—3 000 mm) a funcționat cu tensiune mică (80 V).

Experimentările s-au efectuat prin metoda fără zgură, procedeul bazîndu-se pe reacția de reducere a siliciului din cuarțita cu carbon, în prezența ferocromului carburat.

Decarburarea se bazează pe reacția descompunerii carburii de fier și crom cu siliciu :

$$(Cr, Fe)_7 C_3 + 3Si = 7 (Cr,Fe) + 3 SiC$$

Carbura de siliciu este insolubilă în aliaj și, fiind mai ușoară, se ridică la suprafață. Cu cît aliajul este menținut mai mult timp în cuptor, cu atît decarburarea este mai completă.

Compoziția chimică a materialelor utilizate în perioada experimentărilor este prezentată în tabelele 1, 2 și 3.

Tabelul 1

Materialul	Compoziția chimică, %				
	SiO_2	Fe_2O_3	Al_2O_3	CaO	MgO
Cuarțita	97,89	0,89	0,63	0,11	0,0
Cenușa cocsului	47,50	11,77	20,01	5,60	3,02
Cenușa pastei de electrozi	49,47	20,76	20,40	8,97	0,40

Tabelul 2

Materialul	C_{fix}^{anh}	A^{anh}	V^{anh}	W^a	W^t
Cocsul	84,61	13,71	1,60	0,08	11,5
Pasta de electrozi	80,60	6,23	13,03	0,14	2,0

Compoziția granulometrică a materialelor utilizate s-a încadrat, în general, în următoarele clase granulometrice : cuarțita 60—80 mm, ferocromul carburat 25—30 mm și cocsul 10—20 mm.

La începutul perioadei de trecere de pe ferocrom carburat pe ferosiliciu 45 s-a urmărit obținerea unui ferosilicocrom cu un conținut de siliciu pînă la 20%. În cuptor s-au introdus porții de încărcătură după următoarele formule stabilite : 300 kg minereu de crom, 73 kg cuarțită și 90 kg cocs; 300 kg minereu de crom, 93 kg cuarțită și 100 kg cocs; 300 kg cuarțită, 200 kg șpan și 150 kg cocs (formula pentru FeSi45).

Tabelul 3

Materialul	Si	Cr	C	S	Fe
Ferocromul carburat	2,83	61,2	6,6	0,05	29,32

Trecerea pe dozarea după rețeta pentru elaborarea ferosilicocromului cu un conținut de peste 40% siliciu, necesar în procesul de fabricare a ferocromului afinat, s-a efectuat după ce s-au golit toate buncărele și conductele de alimentare. Pe fiecare buncăr al cuptorului s-au dozat cantități egale de încărcătură.

La început s-a mers pe următoarele porții de încărcătură : 1—300 kg cuarțită, 130 kg ferocrom carburat și 130 kg cocs; 2—300 kg cuarțită; 130—135 kg ferocrom carburat și 140 kg cocs, pentru a se obține ferosilicocrom cu un conținut de siliciu cuprins între 20 și 40%.

După aceasta s-a trecut la următoarea formulă : o porție de încărcătură formată din 300 kg cuarțită, 135 kg ferocrom carburat și 150 kg cocs. Conform acestei compoziții s-au introdus în cuptor 40 de porții de încărcătură, reprezentînd 12,0 tone cuarțită, 5,4 tone ferocrom carburat și 6,0 tone cocs, după care s-a trecut pe compoziția 300 kg cuarțită, 200 kg șpan și 150 kg cocs în scopul obținerii FeSi 45.

Pentru a avea o funcționare normală a cuptorului, în încărcătură s-a introdus și tocătură de lemn atunci cînd s-a lucrat cu porțille de încărcătură : 300 kg cuarțită, 130—135 kg ferocrom carburat și 130—150 kg cocs. Tocătura de lemn nu a putut fi cîntărită.

Experimentările s-au efectuat în condițiile unui cuptor glazurat cu zgură provenită de la ferocromul carburat.

În timpul experimentărilor s-a urmărit modul de dozare a încărcăturii, cantitatea de material dozat, coborîrea materialului în cuptor, starea electrozilor, consumul de energie electrică, numărul de descărcări, durata de evacuare a șarjei, cantitatea de feroaliaj turnat, modul de prelevare a probelor și compoziția chimică a ferosilicocromului și a zgurei.

Zgura adunată deasupra aliajului s-a turnat în vana de zgură.

Turnarea ferosilicocromului s-a făcut în lingotiere ținîndu-se evidența acestora pe șarje. Șarjele obținute au format trei loturi. Lotul nr. 1 a fost format din șarje cu un conținut de siliciu de pînă la 20%, lotul nr.2 din șarje cu un conținut de siliciu cuprins între 20 și 40% și lotul nr.3 din șarje cu un conținut de siliciu de peste 40%.

Dezbaterea șarjelor s-a făcut numai după ce s-a cunoscut compoziția chimică a acestora.

Prelevarea probelor pentru analiza chimică s-a efectuat la fiecare evacuare a șarjei din cuptor.

Deoarece experimentările de elaborare a ferosilicocromului cu un conținut de peste 40% siliciu s-au efectuat în perioada de trecere a cuptorului de pe ferocrom carburat pe ferosiliciu 45 și deoarece cantitatea de materiale introdusă în cuptor a fost mică, s-au realizat puține șarje de ferosilicocrom cu peste 40% siliciu.

În toată perioada experimentală s-a constatat o acoperire uniformă a întregii suprafețe a încărcăturii, cu flăcări mici albăstrui, datorate arderii oxidului de carbon, precum și coborîrii uniforme a încărcăturii, atît între evacuări, cît și în timpul evacuării aliajului. Totuși, nu s-a putut menține tot timpul un mers cald al cuptorului, deoarece nu s-a putut asigura o pătrundere adîncă a electrozilor în încărcătură, din cauza căreia gradul de trecere al siliciului în feroaliaj a fost de circa 70%.

Pentru îndepărtarea carburii de siliciu rezultate din proces, s-a încercat menținerea mai mult timp a feroaliajului în cuptor, dar pentru a nu se deranja regimul electric al acestuia (arcurile se ridică prea sus) descărcările s-au efectuat din două în două ore (cîte patru descărcări/schimb). Durata de evacuare a ferosilicocromului a fost de 20—30 minute.

Orificiul de evacuare al cuptorului s-a destupat ușor, iar aliajul și zgura s-au scurs uniform pe jgheab.

După evacuare, aliajul s-a menținut în oală doar 15—20 minute.

Ferosilicocromul rezultat a avut următoarea compoziție chimică medie, % : 40,32 Si, 33,3 Cr, 0,12 C, 0,011 S, 26,25 Fe.

Cantitatea de zgură rezultată în timpul procesului a fost destul de mică (cantitatea estimată circa 5%). Compoziția chimică medie a zgurei a fost următoarea, % : 35,4 SiO_2, 18,5 Al_2O_3, 1,0 CaO, 28,6 MgO, 1,2 Cr_2O_3.

Pentru a se putea stabili consumurile specifice de materiale și de energie electrică s-a considerat durata de trecere a încărcăturii prin cuptor de 24 ore.

Bilanțul de materiale obținut se prezintă în tabelul 4.

Consumul specific ridicat de energie electrică se datorează faptului că randamentul electric al cuptorului în care s-au efectuat experimentările este de circa 65—70%.

Tabelul 4

Intrări	kg	%	Ieșiri	kg	%
Cuarțită	30 000	51,8	Ferosilicocrom	23 800	41,1
Ferocrom carburat	13 500	23,3	Gaze	29 000	50,1
Cocs	14 400	24,9	Zgură*	3 000	5,2
			Praf *	2 100	3,6
Total	57 900	100,0		57 900	100,0

* Deoarece cantitatea de praf și de zgură nu a putut fi determinată, a fost doar estimată

Gradul de recuperare a cromului din cromul introdus cu ferocromul pentru afinare a fost de 96%, deci o recuperare foarte bună.

Concluzii

Experimentările efectuate în scopul obținerii ferosilicocromului cu un conținut de peste 40% siliciu și un conținut de carbon sub 0,1% au arătat că este necesară respectarea următoarelor condiții :

— conținutul de SiO_2 în cuarțită trebuie să fie de minimum 97% și granulația cuarțitei de 60—80 mm;

— conținutul minim de carbon în cocs trebuie să fie de 83% (C_{fix}^{anh}) iar granulația cocsului de 10—20 mm;

— conținutul minim de crom în ferocromul carburat trebuie să fie de 60% iar granulația ferocromului de 25—30 mm;

— randamentul electric al cuptorului de elaborare a ferosilicocromului trebuie să fie de minimum 80%;

— în timpul procesului trebuie să se acorde o atenție deosebită pentru menținerea mersului cald, să se asigure o pătrundere adîncă a electrozilor în încărcătură și o coborîre uniformă a materialelor încărcăturii;

— evacuarea feroaliajului din cuptor să se facă la fiecare două ore;

— zgura, deși este în cantitate mică, să se elimine odată cu ferosilicocromul la fiecare descărcare;

— ferosilicocromul să se mențină în oală circa 20—40 minute, pentru ca particulele de zgură și de carbură de siliciu să se ridice la suprafața metalului.

În vederea obținerii ferosilicocromului necesar elaborării ferocromului afinat, ferosilicocromul trebuie să se obțină într-un cuptor electric destinat numai acestui scop.

BIBLIOGRAFIE

[1] Eliutin, V., P., Pavlov I., A. ș.a. — Proizvodstovo ferrosplavov. În: Metallurghiia, U.R.S.S., 1957.

[2] Edneral, F., P. — Electrometallurghiia stali i ferrosplavov, În: Metallurghiia, U.R.S.S., 1963.

[3] Tripșa, I. — Metalurgia feroaliajelor, Editura didactică și pedagogică, București, 1966.

[4] Beliaev, G. S. — *Materialnii i teplovioi balansi moșcinoi peci pri viplavke ferrosilicohroma.* În: Stali, U.R.S.S., n. 4, 1968.

[5] Stroganov, A. I., Riss M. A. Proizvodstvo stali i ferrosplavov. În: Metallurghiia, U.R.S.S., 1974.

Influența adaosului de gudron în șarja de cocsificare asupra caracteristicilor cocsului metalurgic

Ing. P. Albăstroiu
ICEM
ing. O. D. Grecu și ing. Lucia Funieru
C.S. Galați

CZ: 662.741.3:662.749.4

Tehnologia de uleiere sau de umectare a șarjelor de cocsificare cu diverse adaosuri organice, pentru îmbunătățirea greutății volumetrice a încărcăturii camerelor de cocsificare și ameliorarea calității cocsului, este frecvent semnalată în literatura de specialitate (R.F.G., Franța, Japonia) [1], [2], [3], [4] ca un procedeu cu aplicații în practica industrială (India, R. S. Cehoslovacă, U.R.S.S.) [5], [6], [7], [1].

Datele din literatură și din practica industrială indică drept microadaosuri pentru șarja de cocsificare: smoale ameliorante, bitumuri petroliere, uleiuri, gudron de cocserie etc.

Utilizarea microadaosurilor are ca efect: micșorarea tensiunii superficiale a apei care determină o apropiere a particulelor de cărbune micșorînd golurile, ceea ce duce la mărirea greutății volumetrice a încărcăturii; formarea peliculei de hidrocarbură cu proprietăți lubrifiante pe suprafața granulelor de cărbune, micșorînd frecarea între particule și îmbunătățind proprietățile de tasare a șarjei; îmbunătățirea curgerii șarjei prin jgheaburi, pîlnii sau buncăre, precum și împiedicarea înghețării cărbunelui iarna, în timpul transportului și al depozitării.

Cercetările efectuate au avut drept scop stabilirea proporției optime de adaos organic și influența acestora asupra calității cocsului.

Lucrările de cercetare au constat în experimentări realizate în cuptorul de cocsificare cu o capacitate de 0,3 m³. Pentru experimentări s-au utilizat șarje industriale și adaosuri de gudron.

Tabelul 1

Caracterizarea șarjelor industriale utilizate

Caracteristici	Șarja	
	S_1	S_2
Analiza tehnică, %:		
— A^{anh}	8,74	9,56
— V^{anh}	28,24	29,0
— S_t^{anh}	1,40	1,37
Indicele de umflare	2	2
Dilatarea b, %	−3,2	−10,2
Granulația șarjei:		
+3 mm	13	15,4
3—2 mm	8,9	6,6
2—1 mm	27	24,0
1—0,5 mm	22,3	20,9
—0,5 mm	28,8	33,1

Tabelul 2

Caracterizarea adaosurilor organice utilizate în experimentări

Caracteristici	Valori
Analiza tehnică, %:	
— A^{anh}	0,15
— V^{anh}	73,5
— S_t^{anh}	0,6
Carbon fix, % (cocs Conradson)	26
Curba de distilare:	
170° C	1,0
170—250° C	16,8
250—300° C	9,2
—300° C	73,0
Viscozitatea dinamică, CP	
90° C	17
100° C	9,9
Randamentul la cocsificare, %:	
gudron	
cocs	20
gudron	65
gaze	15

Caracteristicile materiilor prime utilizate sînt prezentate în tabelele 1 și 2.

În cadrul experimentărilor, amestecarea șarjelor cu gudron s-a realizat în două variante, urmărindu-se o omogenizare avansată: malaxare simplă, într-un malaxor cu brațe în formă de Z și malaxare urmată de vălțuire realizată într-un valț cu deschiderea între cilindrii de 2 — 3 mm.

Malaxarea a fost efectuată prin introducerea șarjei cîntărite în malaxor și apoi adăugarea proporției programate de gudron, încălzit în prealabil la 60—80° C.

Temperatura de lucru în timpul cocsificării a fost de 1 250—1 260° C măsurată în camerele de încălzire la o durată de cocsificare constantă de 12 ore.

În timpul experimentărilor s-au determinat: modificarea greutății volumetrice a șarjei în raport cu variația proporției de gudron în șarjă; calitatea cocsului obținut prin determinări de rezistență și analiză granulometrică; structura poroasă a cocsului evidențiată prin analiză microscopică.

Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 3 și în figurile 1, 2 și 3.

Se confirmă creșterea greutății volumetrice cu 6—7% la o proporție de 2% gudron. Ope-

Tabelul 3

Caracteristicile cocsurilor obținute din șarje uleiate cu gudron în diferite proporții, cocsificate prin încărcare în vrac

Șarja	Modul de amestecare	Rezistența, MICUM, %, M_{40}	M_{10}	Analiza granulometrică, % + 40 mm	+ 20 mm	−10 mm
S_1 referință	—	60,4	12,8	86	95	3
3 % gd.	malaxare	51,4	11,8	83	94	3
5 % gd.		66,0	8,2	87	95	2
8 % gd.		56,0	8,8	85	95	3
3 % gd.	malaxare și vălțuire	61,4	9,8	93	97	2
5 % gd.		66,0	10,4	—	—	—
8 % gd.		63,0	6,8	92	96	2
S_2 referință	—	60,4	18	82,5	92,2	4,5
2 % gd.	malaxare	64,0	15,8	90,0	95	3,5
4 % gd.		59,4	16,8	88,2	93,6	4,6
6 % gd.		57,0	20,0	93,0	94,8	2,3
2 % gd.	malaxare și vălțuire	61,8	18	88,6	94,1	3,5
4 % gd.		59,4	16,8	88,5	93,5	4,6
6 % gd.		58,0	18,9	82,0	90,0	4,2

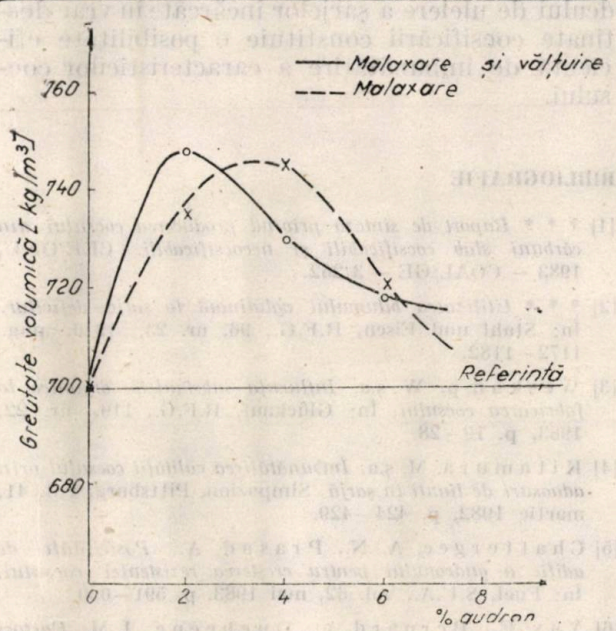


Fig. 1. Variația greutății volumetrice cu proporția de gudron

rația de malaxare și de vălțuire, indiferent de proporția de gudron adăugat, asigură o amestecare eficientă și uniformă a șarjei. Astfel, în funcție de modul de amestecare, procentul optim de gudron adăugat în șarjă este diferit: 2% pentru malaxare și vălțuire și 4% în cazul malaxării simple.

Experimentările au arătat că adaosul de gudron la șarja de cocsificare încărcată în vrac are un efect favorabil asupra calității cocsului, în funcție de proporția de gudron utilizată.

Caracteristicile cocsului la încărcarea șarjei în vrac sînt suficient de bine corelate cu creșterea greutății volumetrice (fig. 1). Rezistența și roaderea cocsului din șarje cu adaos de gudron prezintă valori optime pentru proporția de 2% (fig. 2 și 3).

Rezultatele prezentate indică faptul că la încărcarea în vrac șarja de cocsificare cu 2% gudron poate determina îmbunătățirea caracte-

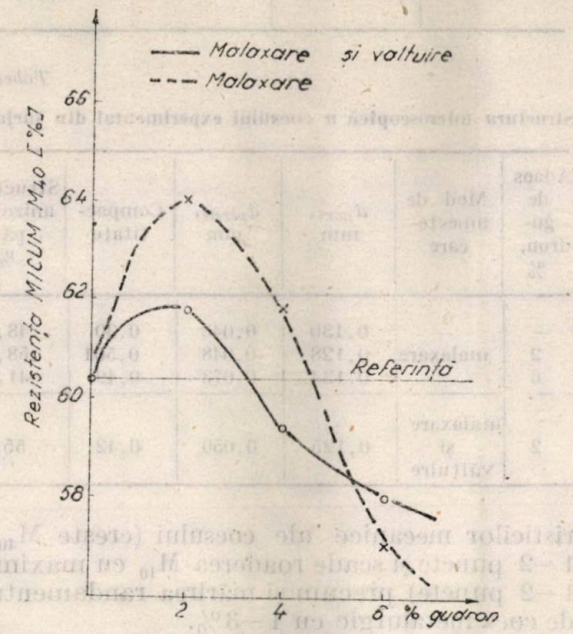


Fig. 2. Variația rezistenței cocsului cu proporția de gudron

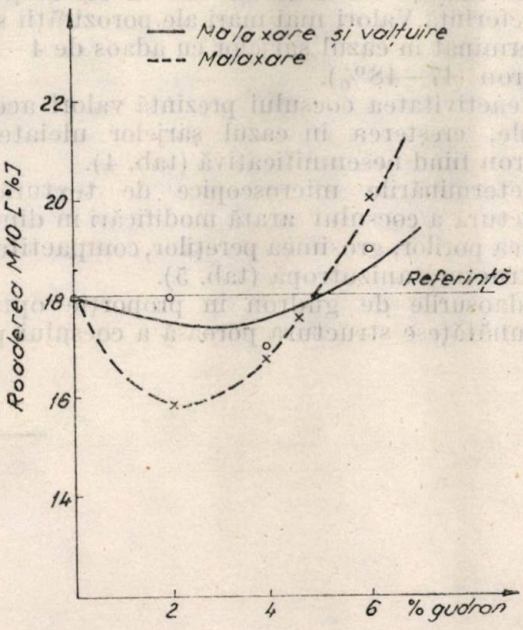


Fig. 3. Variația roaderii cocsului cu proporția de gudron

Tabelul 4

Porozitatea și reactivitatea cocsului experimental din șarja S_2

Adaos de gudron, %	Mod de amestecare	Porozitate, %	Reactivitatea, $cm^3/g \cdot s$
—	—	44	0,105
2		43	0,114
4	malaxare	43	(0,102)
6		45	0,119
2		45	0,121
4	malaxare	47	0,120
6	și vălțuire	48	0,121

Tabelul 5

Structura microscopică a cocsului experimental din șarja S_2

Adaos de gudron, %	Mod de amestecare	d_{port}, mm	d_{perete}, mm	Compactitate	Structură anizotropă, %
—	—	0,130	0,043	0,30	48,0
2	malaxare	0,128	0,048	0,501	58,0
6		0,134	0,073	0,49	41,2
2	malaxare și vălțuire	0,125	0,050	0,42	55,2

risticilor mecanice ale cocsului (crește M_{40} cu 1—2 puncte și scade roaderea M_{10} cu maximum 1—2 puncte) precum și mărirea randamentului de cocs metalurgic cu 1—3%.

În ceea ce privește porozitatea, nu s-a putut evidenția influența adaosului de gudron în cazul proporției optime (2%), valorile obținute avînd același ordin de mărime cu cel al șarjei de referință. Valori mai mari ale porozității s-au determinat în cazul șarjelor cu adaos de 4—6% gudron (47—48%).

Reactivitatea cocsului prezintă valori acceptabile, creșterea în cazul șarjelor uleiate cu gudron fiind nesemnificativă (tab. 4).

Determinările microscopice de textură și structură a cocsului arată modificări în dimensiunea porilor, grosimea pereților, compactitatea și structura anizotropă (tab. 5).

Adaosurile de gudron în proporție optimă îmbunătățesc structura poroasă a cocsului prin micșorarea dimensiunii porilor și creșterea grosimii pereților, mărindu-i compactitatea. Structura anizotropă a cocsului este îmbunătățită, la proporții mici de adaos organic la cocsificare prezentînd o structură de mozaic fin, făcînd trecerea de la anizotropie la structura izotropă.

În urma cercetărilor adaosul de gudron de cocserie la șarja de cocsificare a evidențiat influența pozitivă la o proporție stabilită prin încercări ca optimă, asupra greutății volumetrice a șarjei și, implicit, asupra calității cocsului. Procentul optim este specific fiecărui tip de adaos organic, în funcție de natura chimică, proprietățile de tensiune superficială, calitatea și compoziția granulometrică a șarjei și gradul de omogenizare a amestecului.

Adaosurile de 2% gudron de cocserie măresc greutatea volumetrică a șarjei la valori de 735—745 kg/m^3, îmbunătățesc rezistența M_{40} cu 1—2 puncte și micșorează roaderea M_{10} cu 1—2 puncte.

Cercetările microscopice relevă o îmbunătățire a gradului de compactitate a cocsului în sensul micșorării dimensiunii porilor și creșterii grosimii pereților în cazul șarjelor uleiate cu gudron de cocserie în proporție de 2%.

În concluzie, aplicarea industrială a procedeului de uleiere a șarjelor încărcate în vrac destinate cocsificării constituie o posibilitate eficientă de îmbunătățire a caracteristicilor cocsului.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Raport de sinteză privind producerea cocsului din cărbuni slab cocsificabili și necocsificabili.* CEE/ONU, 1983 — COAL/GE — 3/262.

[2] * * * *Utilizarea bitumului aglutinant la șarje deficitar.* În: Stahl und Eisen, R.F.G., 96, nr. 23, 1976, pag. 1172—1182.

[3] Weskamp, W. ș.a. *Influența substanțelor organice la fabricarea cocsului.* În: Glückauf, R.F.G., 119, nr. 22, 1983, p. 19—28.

[4] Kitamura, M. ș.a. *Îmbunătățirea calității cocsului prin adaosuri de lianți în șarjă.* Simpozion, Pittsburg, vol. 41, martie 1982, p. 424—429.

[5] Chattergee, A. N., Prasad, A. *Posibilități de adiție a gudronului pentru creșterea rezistenței cocsului.* În: Fuel, S.U.A., vol. 62, mai 1983, p. 591—600.

[6] Yax, E., Bernard, A., Ducheène, J. M. *Factori de productivitate a cuptoarelor de cocsificare.* În: Revue de Métallurgie, Franța, vol. 81, nr. 1, 1984, p. 9—23.

Mat. T. Popescu și ing. L. Grecu
ICEM

Aspecte privind modelarea matematică a cineticii procesului de topire în cuptorul electric

CZ: 621.745

Prezentarea modelului matematic

Modelul matematic care descrie mecanismul cineticii procesului de topire a încărcăturii în cuptorul electric are la bază ecuația difuziei căldurii :

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial \tau} = \nabla (k \nabla T) \qquad (1)$$

unde :

ρ este densitatea ;
c — căldura specifică ;
T — temperatura ;
τ — timpul ;
k — conductibilitatea termică

$$\nabla^2 T = \frac{\partial 2T}{\partial r^2} + \frac{2}{r}\frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial 2T}{\partial z^2};$$

r, z — coordonatele sistemului.

Această ecuație se integrează cu condiții la limită specifice procesului de topire (convecție forțată la pereții cuptorului și radiație în zona arcului) și condiții inițiale determinate în raport cu starea cuptorului la momentul de începere a topirii.

Parametrii modelului matematic sînt :

— parametrii constructivi ai cuptorului electric ;

— componența încărcăturii (determinată pe baza unui bilanț de materiale în raport cu cerințele de marcă) ;

— programul de încărcare care cuprinde masa materialelor din componența încărcăturii grupate în bene și momentul încărcăturii fiecărei bene ;

— programul de topire care cuprinde treapta de putere a transformatorului și durata de menținere a arcului pe treapta de putere ;

— caracteristicile termofizice ale materialelor din componența încărcăturii.

Modelul matematic permite simularea cineticii procesului de topire determinînd evoluția în timp a fracției solide din cuptor.

Calculul fracției solide care permite evaluarea cineticii procesului de topire depinde de programul care conduce procesul de topire a încărcăturii existente la un moment dat în cuptor ca urmare a radiației arcului și a mecanismului de difuzie a căldurii în încărcătură și programul de încărcare a benelor.

În aceste condiții, fracția solidă se calculează după formula :

$$f_b = \frac{\sum_{i=1}^{b-1} B_i \prod_{j=i}^{b-1} f_i + B_b}{\sum_{i=1}^{b} B_i} \qquad (2)$$

unde :

b este numărul de bene ;

f_i, $i = 1 \ldots\ldots b$ — fracția solidă din CE calculată după topirea încărcăturii formată din primele $i = 1$ bene și încărcarea benei i.

Simularea pe modelul matematic al procesului de topire în cuptorul electric

Se prezintă în continuare, pentru exemplificare, rezultatele simulării pe model a cineticii procesului de topire în cuptorul electric cu capacitatea de 2,5 t a unei mărci de oțel cu următoarea compoziție chimică, % :

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
max. 0,10	5,0 8,0	0,5 1,0	max. 0,035	max. 0,018	18,5 22,0	8,0 10,0	0,6 0,9

S-a stabilit următoarea încărcătură, kg :

Deșeu de marcă	600
Deșeu inox 18/10	250
Deșeu Kantăl	100
$FeCr_c$	100
Deșeu FeNiCr	200
Nichel	50
Deșeu 01 37	420

Componentele încărcăturii sînt prezentate în tabelul 1.

S-a simulat procesul de topire în cuptorul electric ,în două variante și anume : topirea într-un cuptor electric rece și topirea într-un cuptor electric cald.

Rezultatele privind programul de topire (kW) pînă la temperatura de 1 550°C și evoluția fracției solide sînt date în figurile 1 și 2 (pe abscisă este prezentat timpul, min). Se menționează că, datorită capacității reduse a cuptorului electric, încărcarea materialelor se realizează într-o singură porție.

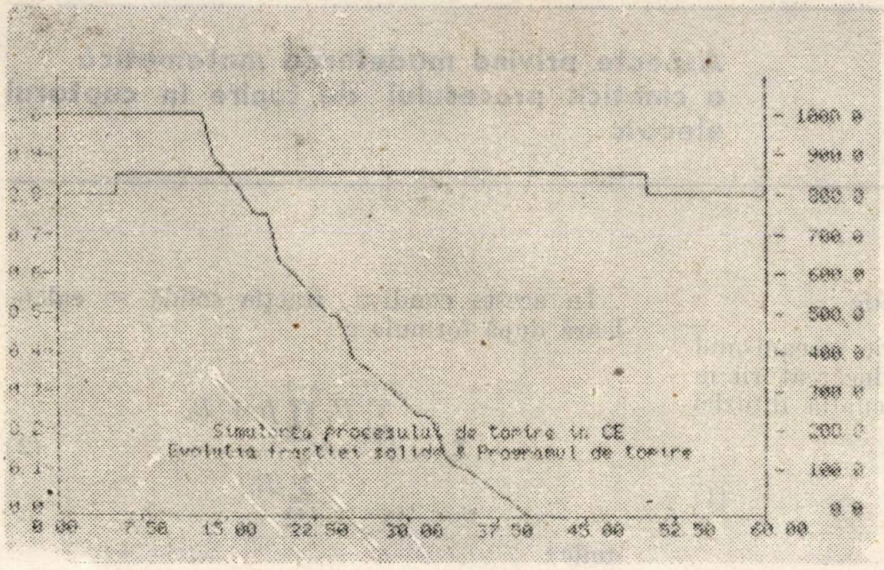


Fig. 1. Simularea cineticii topirii într-un cuptor electric rece, de 2,5 t

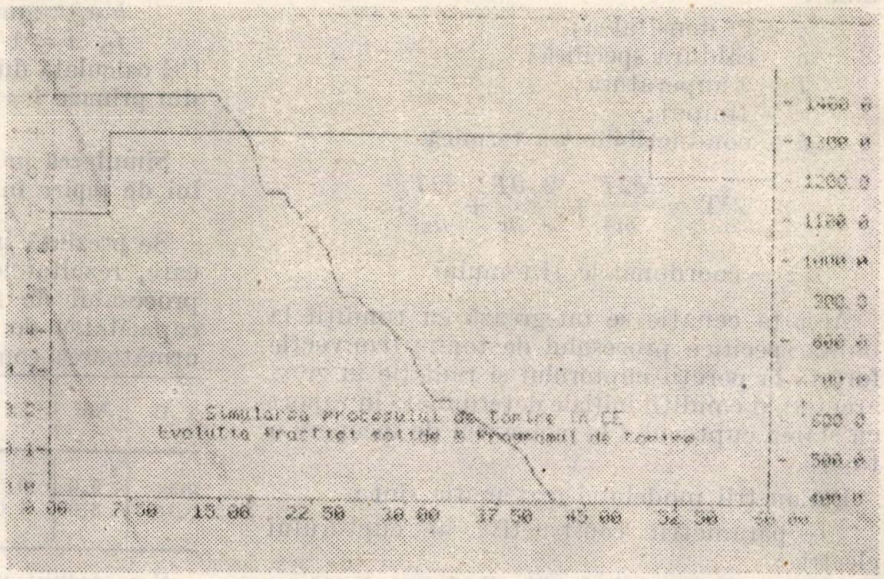


Fig. 2. Simularea cineticii topirii într-un cuptor electric cald, de 2,5 t

Tabelul 1

Încărcătura	Compoziția chimică, %				
	C	Mn	Si	Cr	Ni
Deșeu de marcă	0,1	6,0	0,75	20	9
Deșeu inox 18/10	0,1	0,6	0,4	18	9
Deșeu Kantal				20	
$FeCr_c$	6,0		2,5	65	
Nichel					99
Deșeu FeNiCr	0,12	1,0	2,5	20	37,5
Deșeu OL 37	0,15	0,4	0,25		

Se menționează că, datorită capacității reduse a cuptorului electric, încărcarea materialelor se realizează într-o singură porție.

Se determină consumurile de energie pentru varianta de topire în cuptorul electric rece : 890 kWh și pentru varianta de topire în cuptorul electric cald : 600 kWh.

Concluzii

Modelul matematic care descrie mecanismul cinetic de topire a încărcăturii în cuptorul electric prezentat în lucrare permite simularea procesului de topire și determinarea unor programe de topire și încărcare care să asigure un consum redus de energie electrică. Determinarea programelor de topire și încărcare pentru toate situațiile care se pot întîlni în exploatarea unui cuptor electric permite realizarea programului de conducere a procesului de topire cu ajutorul calculatorului electronic.

Ing. Șt. Cornea și ing. M. Riza
C.C.P. Hunedoara

Particularități privind dezoxidarea și alierea controlată prin imersarea sîrmei de aluminiu

CZ: 669.046.55:66.046.51:669.71.015.4

În ultima perioadă, aluminiul este folosit la elaborarea oțelurilor, atît datorită calităților sale de dezoxidant, cît și ca element de aliere.

Aluminiul are o afinitate pentru oxigen care este depășită doar de calciu și zirconiu, fapt pentru care oțelurile dezoxidate cu aluminiu pot ajunge la conținuturi totale de oxigen sub 50 ppm, fără precauții tehnologice deosebite.

Aluminiul formează cu oxigenul incluziuni fine, caracterizate printr-o mare putere de coalescență ceea ce face ca acestea să se unească rapid în agregate mari care se decantează ușor. Incluziunile rămase în oțel în urma dezoxidării cu aluminiu sînt fine și uniform repartizate, astfel încît la solidificarea oțelului se creează multiple centre de cristalizare, ceea ce face ca granulația oțelului să fie foarte fină (oțelurile dezoxidate cu aluminiu se caracterizează printr-o puritate ridicată). Finisarea granulației se produce la un conținut remanent de aluminiu cuprins între 0,02 și 0,06% Al. Depășirea conținutului de 0,06% Al duce din nou la creșterea grăuntelui însoțită de creșterea durității și fragilității oțelului.

Alierea cu aluminiu poate îmbunătăți proprietățile oțelului numai dacă se face sub control riguros.

Simpla aruncare a aluminiului în baie duce la un randament de aliere redus datorită faptului că aluminiul plutește pe oțelul lichid, iar alierea se produce numai pe suprafața de contact între aluminiu și oțel. Capacitatea calorică mare a aluminiului face ca zgura să se solidifice la suprafață, întîrziindu-se astfel dizolvarea în oțel.

Odată cu creșterea duratei de dizolvare se măresc pierderile de aluminiu datorită oxidării cu oxigenul atmosferei, ceea ce face ca randamentul de aliere să aibă valori reduse și variabile în limite largi de la o șarjă la alta.

Pentru creșterea și stabilizarea randamentului de aliere s-au conceput diferite sisteme de imersare a acestuia sub oglinda băii. În acest mod se mărește viteza de dizolvare, iar arderea aluminiului în atmosferă este evitată.

La C. S. Hunedoara s-a aplicat imersarea aluminiului sub formă de sîrmă. Acest procedeu în comparație cu alte metode prezintă următoarele avantaje :

— suprafața mare de contact dintre sîrmă și oțel face ca timpul de dizolvare să fie foarte mic iar procesul de imersare să dureze puțin, cantitatea de aluminiu imersată putîndu-se doza cu o precizie de ± 100 g;

— sîrma de aluminiu cu diametrul de 9,5 mm se fabrică în mod curent și este utilizată ca semifabricat pentru trefilarea sîrmei cu diametrul de 8 mm ; se livrează sub formă de colaci de 1,7 t la un preț similar cu cel al aluminiului calup.

Dezavantajul metodei constă în faptul că folosește numai aluminiu primar.

La C. S. Hunedoara s-au construit cîteva instalații de imersare a sîrmei de aluminiu, a căror funcționare poate fi explicată după schema din figura 1.

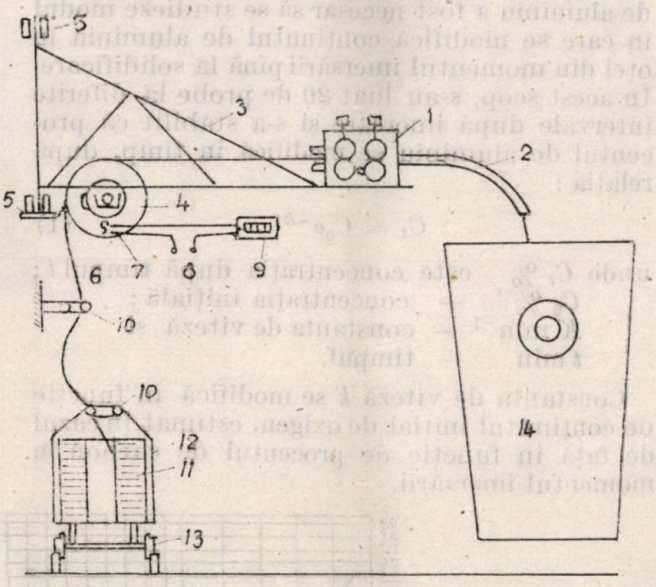


Fig. 1. Instalații de imersare a sîrmei de aluminiu: *1* — dispozitiv de antrenare; *2* — țeavă de ghidare; *3* — cadru de susținere ; *4* — rolă de ghidare ; *5* — lagăre ; *6* — cămă ; *7* — contact ; 8 — sursă c.c. ; 9 — contor ; *10* — ghidaj ; *11* — tambur cu sîrmă ; *12* — buncăr ; *13* — cărucior ; *14* — oală

Colacul din sîrmă de aluminiu *11* este introdus în buncărul *12*. Firul de sîrmă trece prin ghidajul *10* peste rola de ghidare *4*, intră în mecanismul de antrenare *1* și pătrunde în oțel *14* perpendicular pe oglinda băii, fiind ghidat de țeava *2*.

Sîrma de aluminiu se desfășoară din partea interioară a colacului sub formă de spirală, iar trecerea succesivă prin cele două inele de ghidare *10* face ca spira să se întindă. Trecerea sîrmei peste rola *4* definitivează procesul de îndreptare.

Diametrul rolei de ghidare s-a ales suficient de mare, pentru a se reduce efortul de îndoire a sîrmei de la vertical la orizontal.

Pe axul rolei 4 s-a fixat solidar cama *6* care la fiecare rotație dă un impuls contactului *7*; în consecință contorul *9* va înregistra o cifră proporțională cu lungimea, respectiv masa sîrmei imersate.

Sîrma este deplasată cu un dispozitiv de antrenare tip laminor cu următoarele caracteristici: puterea motorului 2,2 kW; turația motorului 1400 rot/min; viteza sîrmei 2,2 m/s; viteza de imersare 20 kg/min.

Cu instalația descrisă mai sus s-au făcut experimentări la două secții: la oțelăria electrică nr. 1, la instalația de tratare în vid unde se punea acut problema obținerii unui conținut de aluminiu în limite strînse, și la oțelăria Martin nr. 1, la care deversarea oțelului simultan în două oale a permis compararea directă dintre consumul specific de aluminiu realizat prin procedeul experimental (imersarea sîrmei) față de cel clasic (calupuri de aluminiu în oală).

Pentru obținerea unui conținut final restrîns de aluminiu a fost necesar să se studieze modul în care se modifică conținutul de aluminiu în oțel din momentul imersării pînă la solidificare. În acest scop, s-au luat 20 de probe la diferite intervale după imersare și s-a stabilit că procentul de aluminiu se modifică în timp, după relația:

$$C_t = C_0 e^{-Kt} \qquad (1)$$

unde C_t % este concentrația după timpul t;
C_0 % — concentrația inițială;
K min^{-1} — constanta de viteză și
t min — timpul.

Constanta de viteză k se modifică în funcție de conținutul inițial de oxigen, estimat în cazul de față în funcție de procentul de carbon în momentul imersării.

$C > 0{,}8\%$	$k = 8{,}45 \cdot 10^{-3}$ min^{-1}
$0{,}8 > C > 0{,}2$	$k = 1{,}98 \cdot 10^{-2}$ min^{-1}
$C < 0{,}2$	$k = 3{,}14 \cdot 10^{-2}$ min^{-1}

Pentru determinări curente s-a folosit reprezentarea grafică a relației 1 din figura 2. Relația (1) a fost verificată pe 150 de cazuri și a permis anticiparea conținutului final de aluminiu cu o aproximație mai bună de $5 \cdot 10^{-3}$%. Cu prilejul experimentărilor s-a constatat că aluminiul imersat sub formă de sîrmă se regăsește în oțel imediat după imersare în proporție de peste 95 %; dacă pe parcursul unei șarje se fac mai multe imersări (predezoxidare în cuptor sau dezoxidare sub vid) se determină cu ajutorul relației (1) procentul final corespunzător fiecărei imersări în funcție de cantitatea imersată și durata pînă la solidificare. Prin însumarea acestor conținuturi parțiale se obține conținutul final total.

Indiferent prin ce metodă este introdus aluminiul în oțel, o parte se pierde în zgură sau se oxidează cu aerul atmosferic și numai ceea ce rămîne se dizolvă în baia metalică. Eficacitatea metodei de imersare va fi deci caracterizată prin următorul randament de dizolvare:

$$\eta_{\text{dizolvare}} = \frac{\text{Al}_{\text{dizolvat}}}{\text{Al}_{\text{introdus}}}$$

Aluminiul dizolvat reacționează parțial cu oxigenul din baie ($\text{Al}_{\text{dezoxidat}}$) iar restul se regăsește sub formă de element de aliere ($\text{Al}_{\text{aliere}}$). Deci: $\text{Al}_{\text{dizolvat}} = \text{Al}_{\text{dezox}} + \text{Al}_{\text{aliere}}$

Procesul de dezoxidare se va caracteriza prin următorul randament de dezoxidare:

$$\eta_{\text{dezoxidare}} = \frac{\text{Al}_{\text{dezox}}}{\text{Al}_{\text{dizolvat}}}$$

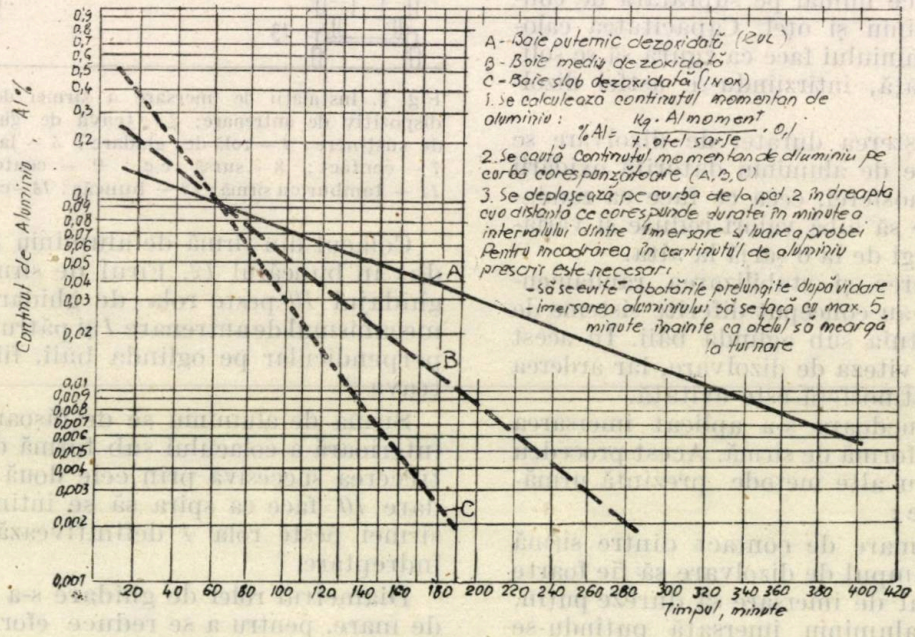


Fig. 2

Alierea cu aluminiu se va caracteriza prin următorul randament de aliere :

$$\eta_{aliere} = \frac{Al_{aliere}}{Al_{dizolvat}}$$

$$\eta_{dezoxidare} = 1 - \eta_{aliat}$$

În practică, se folosește randamentul total :

$$\eta = \frac{Al_{aliere}}{Al_{introdus}}$$

Randamentul de dezoxidare, implicit cel de aliere, va depinde de conținutul inițial de oxigen și de timpul de reacție.

Prin scurtarea excesivă a intervalului dintre imersare și solidificare va rezulta un randament de aliere mare și un randament de dezoxidare redus. Va rezulta, deci, un oțel cu conținut corespunzător de aluminiu, dar insuficient dezoxidat. Pe această cale se poate obține scăderea consumului specific de aluminiu în dauna calității.

La experimentările efectuate, economia de aluminiu s-a realizat numai prin creșterea randamentului de aliere și reducerea pierderilor.

Concluzii

Aluminiul se poate imersa în oțelul lichid sub formă de sîrmă cu instalații realizabile cu investiții minime.

Prin imersarea aluminiului sub formă de sîrmă ,pierderile sînt de 2—8% față de 7—51% la aluminiul calup.

Randamentul de imersare crește la 92—98% față de 49—93% la aluminiul calup.

Consumul specific de aluminiu a scăzut prin imersarea sub formă de sîrmă cu 34% față de procedeul clasic.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 6, 1987

Interacțiunea oxigenului gazos cu fierul lichid, p. 1— Studierea caracteristicilor fizice și gazodinamice ale minereului de fier din încărcătura furnalului în cazul utilizării peletelor, p. 6 — Cristalizarea lianților și rezistența aglomeratului, p. 9 — Cheltuielile de energie la amestecarea încărcăturii umede de minereu de fier în malaxoarele cu tobă, p. 12 — Bilanțurile termice și de materiale ale procesului de reducere termică cu carbon a concentratelor de minereu de fier la procedeul de încălzire cu curenți de inducție, p. 16 — Cinetica de asimilare a peletelor metalizate, din topitura de fier și carbon, p. 19 — Studierea caracteristicilor hidraulice ale sistemului de răcire cu aer și apă a mașinilor de turnare continuă a sleburilor, p. 22 — Parametrii raționali ai blumurilor din oțeluri de calitate, p. 27 — Proprietățile aliajului magnetic moale 16H elaborat în cuptoare cu curenți de inducție sub vid, p. 30 — Influența excentricității cilindrilor asupra diferenței de grosime a benzilor, p. 33 — Alegerea regimurilor raționale de îndreptare a laminatelor pentru arcuri, p. 36 — Formarea tensiunilor remanente în șinele durificate termic, p. 40 — Extrudarea semicaldă a pieselor cilindrice, p. 43 — Repartizarea reducerilor între cilindri în calibrele asimetrice secționate, p. 47 — Laminarea șinelor cu utilizarea unei caje finisoare universale cu patru cilindri, p. 51 — Examinarea cauzelor exfolierii corzilor pentru pian, p. 58 — Transformările la revenirea pulberilor dispersate de oțeluri rapide cu molibden, vanadiu și cobalt, p. 61 — Particularitățile structurii și proprietățile structurilor de boruri, obținute în descărcare luminiscentă, p. 64 — Efectele de ereditate în cazul tratamentului termomecanic al oțelurilor carbon, p. 69 — Mecanismul de reducere combinată a fierului și a cromului în sistemul cvazibinar de oxizi, p. 73 — Studierea structurii și a proprietăților oțelurilor austenitice instabile cu conținut ridicat de mangan, p. 77 — Influența tratamentului termic asupra structurii și proprietăților aliajelor de nichel durificați prin dispersie, p. 81 — Studierea fontei ca material suport pentru cuțitele de strung, p. 85 — Răcirea lingotierelor din fontă, p. 88 — Cercetarea stării termice a suprafeței sleburilor turnate continuu, în zona de răcire secundară, p. 91 — Analiza aerodinamicii colectoarelor de la mașinile de prăjire, p. 95 — Măsurarea cu ultrasunete a coeficientului lui Poisson, la corpurile solide încălzite unilateral, p. 100 — Studierea condițiilor de formare a zonei de ardere în stratul de pelete de minereu de fier, în cazul alimentării pe jos a amestecului de gaze și aer, p. 103 — Construcții de lănci de convertizor pentru suflare prin fund, p. 104 — Ecuația generalizată a macrosegregației în lingoul în curs de solidificare, p. 107 — Eficiența energetică a diferitelor procedee de bimetalizare centrifugală, p. 109 — Model de repartizare a presiunii în sistemul de stropire cu jeturi înclinate, p. 113 — Modelarea matematică a cineticii de topire a deșeurilor la suflarea combinată a băii de convertizor, p. 116 — Utilizarea modelării matematice a procedeelor de încălzire și laminare a lingourilor, la elaborarea tehnologiei raționale de încălzire a metalului în cuptoare adînci, p. 120 — Modelarea simplificată a procedeului de elaborare a fontei în furnal în vederea însușirii principiilor de comandă a funcționării furnalelor, p. 126 — Condiții de centrare a benzilor în agregatele de pregătire și de finisare a laminatelor, p. 130 — Determinarea parametrilor schemei de amplasare a reazemelor cuptoarelor circulare de încălzire, p. 133 — Studierea deplasării materialului pulverulent în secțiunea transversală a instalației cilindrice de peletizare, p. 136 — Metode de stabilire a indicatorilor economici ai producției și de folosire a burlanelor de tubaj cu capete calibrate înainte de filetare, p. 139 — Influența volumului producției marfă asupra volumului și costului serviciilor secțiilor auxiliare, p. 142 — Funcționarea termică a furnalului în perioada insuflării, p. 145 — Dezvoltarea procedeelor de reducere la aglomerarea minereurilor și concentratelor de magnetită, p. 146 — Studierea influenței fondului termic al zonei gurii de vînt a furnalului asupra răcirii acesteia, p. 148 — Influența higroscopicității încărcăturii asupra alegerii tehnologiei de pregătire a acestuia, p. 149 — Influența unor factori tehnologici asupra formării retasurii și alegerea unei forme optime de lingou pentru fabricarea roților, p. 150 — Metodologia de estimare a modificării formei metalului la laminarea cu mai multe fire, p. 150 — Restabilirea rezervei de plasticitate a oțelului 70 la recoacere după deformarea la rece, p. 151 — Influența pasului de mărire a deformației și a indicatorilor forțelor de frecare asupra preciziei analizei teoretice a procesului de refulare, p. 152 — Durificarea oțelului 50G prin laminarea elicoidală la rece, p. 153 — Indicatorul complex al preciziei profilelor fasonate, p. 154 — Sorbitizarea sîrmei din oțel carbon laminate, p. 155.

Contribuții privind stabilirea comportării la deformarea prin tragere a oțelului inoxidabil pentru țevi capilare

Conf. dr. ing. E. Cazimirovici
și ing. M. Tircolea
Institutul politehnic București

CZ: 669.14.018.8:621.643

Experimentări

Materialul analizat în cadrul acestui studiu a fost oțelul inoxidabil X2CrNiMo 18.12 (W.1. 4435), echivalent cu 2MoNiCr175 conform STAS și X17H13M2T conform GOST.

Probele au fost prelevate din țeavă ø 70 × 4mm obținută prin extrudare la cald, laminare la rece într-o singură trecere și tratată termic. Dimensiunile probelor au fost 4 × 4 × × 50 mm.

Compoziția chimică a oțelului analizat, determinată spectrografic, este, %: 18,62 Cr; 1,27 Mn; 0,029 Si; 0,03 C; 12,65 Ni; 2,44 Mo; 0,034 P; 0,48 S și 0,14 Cu.

Structura microscopică a materialului în starea inițială este alcătuită din grăunți poliedrici de austenită, prezentînd macle, cu separări de ferită la limitele grăunților.

Utilajul și aparatura de cercetare

Deformarea prin tragere s-a efectuat la un banc de tragere din cadrul Catedrei de siderurgie — I.P.B. cu următoarele caracteristici: forța maximă de tragere P = 5 kN; lungimea activă L = 1200 mm și viteza de tragere v = 0,1 m/s.

Tragerea s-a executat printr-o matriță cu două role cu diametrul ø 30 mm cu ajutorul căruia s-a simulat deformarea țevii prin tragere la gol, reglîndu-se distanța dintre role pentru realizarea unor reduceri diferite.

Pentru măsurarea și înregistrarea forței de tragere s-a montat, între matrița cu role și portmatrița bancului de tras, un captor de forță cu element elastic toroidal cu patru traductori electrorezistivi activi, cuplați în punte de nul.

Tensometrul utilizat a fost de tip N 2321 — FEA cu două canale, iar oscilograful cu ajutorul căruia s-a realizat înregistrarea forței de tragere, de tip H117—U.R.S.S. cu 18 canale.

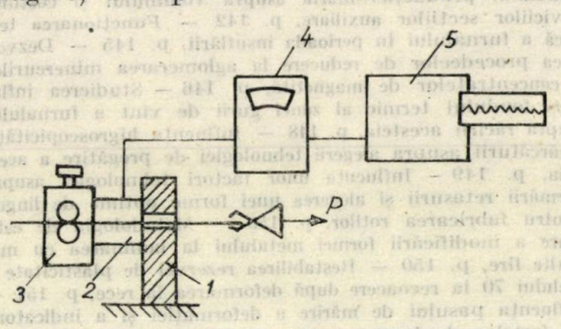


Fig. 1. Schema-bloc a principiului de măsurare a forței de tragere: *1* — portmatrița bancului de tras; *2* — captor de forță; *3* — matrița cu role reglabile; *4* — tensometru; *5* — oscilograf

Schema bloc a principiului de măsurare a forței de tragere este dată în figura 1.

Pentru determinarea proprietăților de rezistență (conform STAS 200—80) s-a folosit o mașină de tracțiune tip EDZ 40—R.D.G., probele avînd secțiune dreptunghiulară. Determinarea durității probelor deformate, în vederea trasării curbei de ecruisare a materialului, s-a făcut prin metoda Vickers.

Metoda și rezultatele cercetării

Deformarea prin tragere s-a efectuat printr-o matriță cu două role reglabile, care permite simularea tragerii țevilor la gol din următoarele considerente (fig. 2):

— schema de tensiune (S_2) și schema de deformare (D_{II}) se păstrează, deformarea circumferențială de la tragerea țevilor la gol asigurată de tensiunea σ_2 se realizează prin reducerea pe verticală la deformarea printre role de către tensiunea σ_2' în timp ce tensiunile σ_3 și

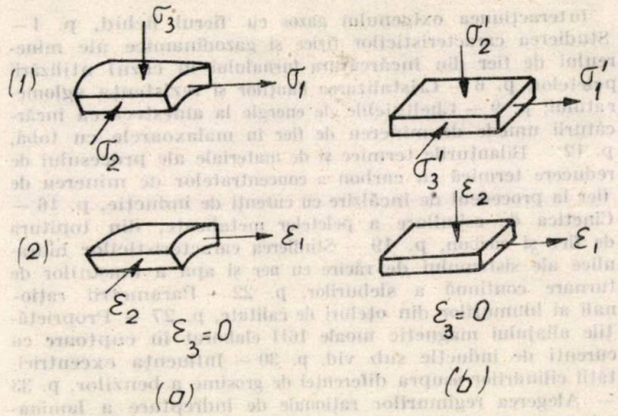


Fig. 2. Schemele de tensiune (*1*) și de deformare (*2*) în cazul deformării prin tragere la gol (*a*) și prin tragerea printre role a unei probe paralelipipedice (*b*)

σ_3' nu produc deformări și nu apar nici variații ale grosimii peretelui la tragerea țevii sau variații ale lățimii la tragerea printre role a probelor paralelipipedice prelevate din lungimea țevii;

— în ambele cazuri tensiunile de tragere σ_1 și σ_1' realizate de aplicarea forței de tragere asigură aceeași deformare de alungire a materialului.

Pentru caracterizarea deformabilității oțelului W.1.4435 s-au efectuat experimentări pentru stabilirea curbelor de ecruisare (*a*) și pentru determinarea variației tensiunii de tragere în funcție de gradul total de reducere (*b*).

Stabilirea curbelor de ecruisare ale oțelului luat în studiu s-a făcut pentru a se determina variația proprietăților mecanice ale acestuia în funcție de gradul de reducere aplicat la deformarea la rece și pentru stabilirea gradului maxim de reducere (fără aplicarea de tratamente termice intermediare) care se poate aplica materialului fără ca acesta să-și piardă integritatea structurală.

Proprietățile mecanice analizate au fost rezistența la rupere (R_m), limita de curgere ($R_{p0,2}$), duritatea (HV) și alungirea la rupere (A_5).

S-a procedat la tragerea a două probe cu durități inițiale medii cît mai apropiate, într-un număr de 12 trageri, cu reduceri pe tragere cuprinse între 1 și 23,4%. După fiecare tragere s-a măsurat duritatea în patru puncte pe lungimea probei, iar după unele trageri s-au debitat și probe pentru încercarea de tracțiune. Șpițuirea probelor în vederea tragerii s-a făcut prin laminare.

Rezultatele determinărilor sînt prezentate în tabelul 1 și în figura 3.

Prelucrîndu-se statistic valorile obținute din determinările efectuate au rezultat următoarele ecuații de variație a proprietăților mecanice în funcție de gradul total de reducere aplicat în timpul deformării la rece prin tragere :

$$R_m = R_m(0) + \Delta_1$$
$$R_{p0,2} = R_{p0,2}(0) + \Delta_2$$
$$A_5 = A_5(0) - \Delta_3$$
$$HV = HV(0) + \Delta_4$$

unde $R_m(0)$, $R_{p0,2}(0)$, $A_5(0)$, $HV(0)$ sînt proprietățile materialului în stare tratată termic :

$$R_m(0) = 585 \text{ MPa}$$
$$R_{p0,2}(0) = 420 \text{ MPa}$$
$$A_5(0) = 37\%$$
$$HV(0) = 179\ HV$$

iar Δ_1, Δ_2, Δ_3, Δ_4 sînt funcții ale gradului total de reducere $\left(\delta_{tot} = \frac{S_0 - S_1}{S_0} \times 100, \%\right)$, care pun în evidență intensitatea cu care variază proprietățile analizate. Expresiile acestor funcții și valorile coeficienților de corelație obținuți sînt următoarele :

Funcția	Coeficientul de corelație
$\Delta_1 = 91{,}58 \cdot \delta^{0{,}496}$	0,9983
$\Delta_2 = 160{,}68 \cdot \delta^{0{,}393}$	0,9952
$\Delta_3 = 5{,}22 \cdot \delta^{0{,}423}$	0,9855
$\Delta_4 = 31{,}35 \cdot \delta^{0{,}477}$	0,9988

Tabelul 1

Variația proprietăților mecanice în funcție de gradul de deformare aplicat la deformarea la rece

Numărul tragerilor	L, mm	λ_i	λ_{tot}	δ_i, %	δ_{tot}, %	Proprietățile mecanice									
						Duritatea HV, daN/mm²				$R_{p0,2}$, N/mm²		R_m, N/mm²		A, %	
						1	2	3	4	1	2	1	2	1	2
0	300	1	1	0	0	182	175	175	185	425	415	580	590	37,0	37
1	303	1,0100	1,0100	0,99	0,99	210	208	212	212	—	—	—	—	—	—
2	307,6	1,0255	1,0357	2,49	3,45	236	236	232	241	—	—	—	—	—	—
3	328,8	1,0794	1,1180	7,36	10,56	271	274	268	277	837	825	879	885	22,8	24,0
4	363,2	1,2107	1,3536	17,40	26,12	325	325	321	336	972	995	1048	1035	16,2	14,0
5	384,6	1,2820	1,7355	22,00	42,38	367	362	367	371	1125	1103	1174	1195	11,5	11,0
6	317,9	1,0600	1,8391	5,66	45,62	371	376	376	371	1159	1140	1196	1183	10,6	11,0
7	353,3	1,1777	2,0439	15,09	51,07	386	386	391	381	1213	1170	1232	1215	7,0	9,3
8	365,6	1,2189	2,2416	17,96	55,39	391	391	396	391	—	—	—	—	—	—
9	392,6	1,3086	2,9334	23,58	65,91	412	407	418	412	—	—	1320	1328	6,2	6,8
10	391,6	1,3035	3,8290	23,39	73,88	423	423	418	429	1286	1293	1360	1373	4,6	4,0
11	364,1	1,2138	4,6477	17,61	78,48	435	429	429	423	—	—	1387	1392	3,8	6,0
12	343,8	1,1461	5,8267	12,74	81,22	435	441	435	435	—	—	1401	1415	3,5	6,0

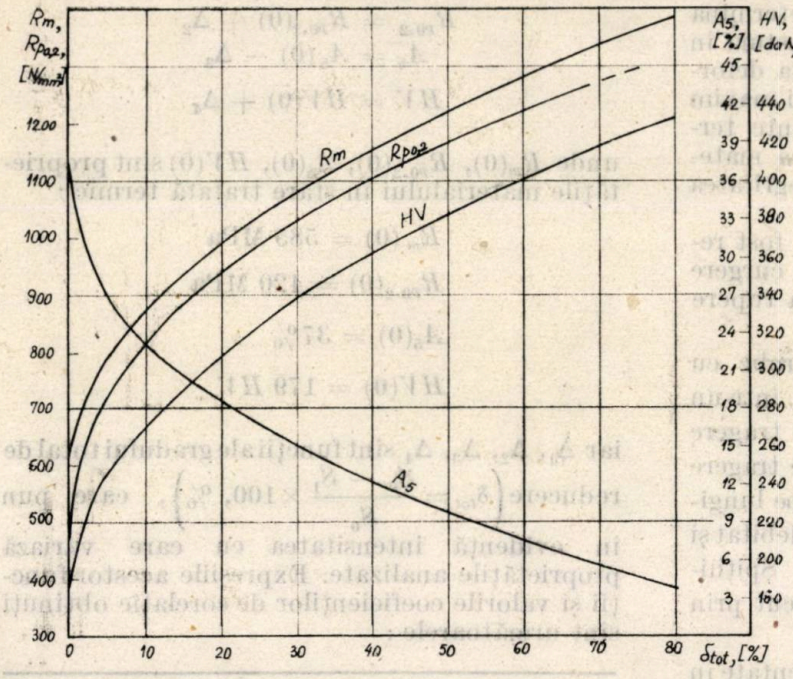


Fig. 3. Variația proprietăților mecanice ale oțelului W.1.4435 în funcție de gradul total de reducere aplicat în timpul deformării la rece prin tragere

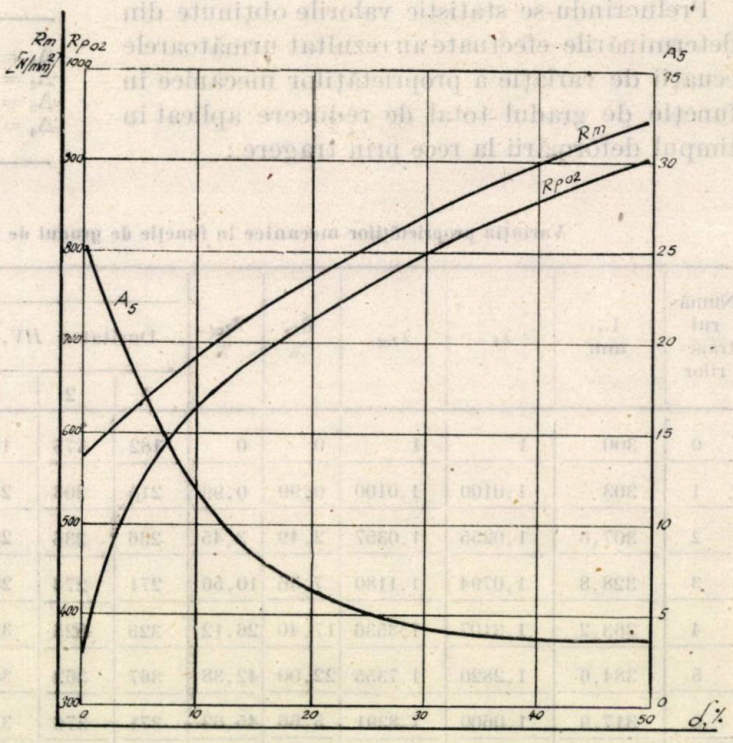


Fig. 4 Curbele de ecruisare ale oțelului OLT 65

Din examinarea acestor rezultate, comparativ cu curbele similare ale oțelului OLT 65 (fig. 4) rezultă următoarele :

— plasticitatea oțelului W.1.4435 în stare necruisată, exprimată prin valoarea alungirii A_5, este cu circa 48% mai mare decît cea a oțelului OLT 65 ;

— intensitatea cu care are loc scăderea acestui indice de plasticitate (A_5), odată cu creșterea gradului total de reducere, este mai mică la oțelul W.1.4435 în comparație cu OLT 65 Astfel, de exemplu, la un grad de reducere de 45—50%, oțelul OLT 65 și-a pierdut capacitatea de deformare ($A_5 > 4$ %), în timp ce oțelul W.1.4435 are o alungire la rupere de peste două ori mai mare, iar pierderea capacității de deformare plastică ($A_5 > 4$%) se produce la valori de peste 80% ale gradului total de reducere ;

— din punctul de vedere al rezistenței la deformare, exprimată prin limita de curgere și

rezistența la rupere, materialul W.1.4435 este mult mai greu deformabil decît oțelul OLT65 și necesită eforturi de deformare mai mari pe tot domeniul gradelor de deformare de la 0 la 80%. Astfel, în domeniul gradelor de reducere de la 10 la 50%, raportul valorilor limitelor de curgere ale oțelurilor W.1.4435 și OLT65 variază între 1,336 și 1,274. Faptul că acest raport scade continuu duce la concluzia că intesitatea ecruisării oțelului W.1.4435 este mai mică decît cea a oțelului OLT65. Acest lucru iese și mai bine în evidență din raportul funcțiilor $\Delta_2 = 160{,}68 \cdot \delta^{0{,}393}$ ale oțelului W.1.4435 și $\Delta_2 = 86{,}6 \cdot \delta^{0{,}48}$ ale oțelului OLT65 (dată de A.V. Tretiakov), care variază între 1,518 pentru $\delta = 10\%$ și 1,32 pentru $\delta = 50\%$.

Determinarea variației tensiunii de tragere în funcție de gradul total de reducere aplicat la tragerea la rece a țevilor capilare din oțel W.1.4435

Pentru aceste determinări s-a renunțat la simulare, trăgîndu-se direct țeavă de la ø 7,5 × × 0,5 mm la ø 3,0 × 0,5 mm, fără tratament termic intermediar, atît la gol, cît și pe dorn deformabil din cupru.

Filierele folosite au fost din carburi metalice cu unghiul conului de lucru de 12—14° în următoarea succesiune de diametre: 7; 6; 5,5; 5,25; 5,0; 4,8; 4,5; 4,25; 4,0; 3,85 3,65; 3,5; 3,15 și 3,0 mm, ceea ce a permis aplicarea de reduceri pe trecere cuprinse între 2,94 și 12,76% pînă la un grad total de reducere de 56,7% în 14 treceri.

Lubrifierea s-a făcut cu unsoare consistentă tip LUROM.

Pentru determinarea tensiunii de tragere s-a măsurat forța de tragere, care s-a raportat la valoarea secțiunii după tragere. Pentru calcularea cu o precizie mai mare a gradului de deformare s-a măsurat, după fiecare trecere, diametrul exterior al țevii D_i și lungimea L_i dintre două repere marcate pe țeavă înainte de tragere (L_{i-1}).

Rezultatele obținute în urma determinărilor experimentale și a calculelor necesare sînt prezentate în tabelul 2 și figura 5 pentru tragerea la gol.

Din prelucrarea matematică a rezultatelor acestei experimentări s-a obținut ecuația de variație a tensiunii relative de tragere ($\sigma_{tragere}/\sigma_{curgere}$) în funcție de gradul de reducere aplicat la o tragere oarecare, δ_i:

$$(\sigma_t/\sigma_c)_i = 0{,}021213 \cdot \delta_i + 0{,}0828$$

sau

$$(\sigma_t/\sigma_c)_i = 1{,}7351 \cdot \lambda_i - 1{,}6379$$

Tabelul 2

Variația forței și a tensiunii de tragere în funcție de gradul de reducere aplicat

Numărul de trageri	D_i, mm	g_i, mm	L_o, mm	L_i, mm	λ_i —	$\lambda_{tot.i}$	δ_i, %	$\delta_{tot.i}$, %	S_i, mm²	$P_{tragere}$, N	σ_t, N/mm²	σ_c, N/mm²	σ_t/σ_c —
0	7,50	0,50	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
1	6,97	0,512	570	603	1,0579	1,0579	5,47	5,47	10,39	1499	144,3	730	0,1977
2	6,00	0,527	246	282	1,1463	1,2127	12,77	17,54	9,07	2923	322,3	918	0,3511
3	5,56	0,534	282	303	1,0745	1,3030	6,93	23,26	8,44	1892	224,2	990	0,2265
4	5,24	0,546	397	416	1,0479	1,3654	4,57	26,76	8,05	1451	180,3	1000	0,1803
5	5,02	0,553	416	432	1,0385	1,4179	3,70	29,47	7,75	1335	178,3	1025	0,1740
6	4,81	0,559	432	449	1,0394	1,4737	3,79	32,14	7,46	1319	183,3	1050	0,1746
7	4,55	0,569	449	471	1,0490	1,5459	4,67	35,31	7,11	1462	213,6	1070	0,1996
8	4,27	0,575	471	502	1,0658	1,6476	6,18	39,31	6,67	1319	206,2	1100	0,1875
9	4,00	0,593	502	528	1,0518	1,7330	4,92	42,30	6,34	1129	186,3	1120	0,1663
10	3,87	0,599	528	544	1,0303	1,7855	2,94	43,99	6,16	907	154,1	1135	0,1358
11	3,68	0,608	544	571	1,0496	1,8741	4,73	46,64	5,87	1097	196,4	1150	0,1708
12	3,49	0,622	571	598	1,0473	1,963	4,52	49,05	5,60	1129	212,1	1160	0,1828
13	3,17	0,628	510	570	1,1176	2,1936	10,53	54,41	5,01	1711	364,0	1190	0,3059
14	3,02	0,636	594	625	1,0522	2,3081	4,96	56,67	4,76	1156	259,7	1210	0,2146

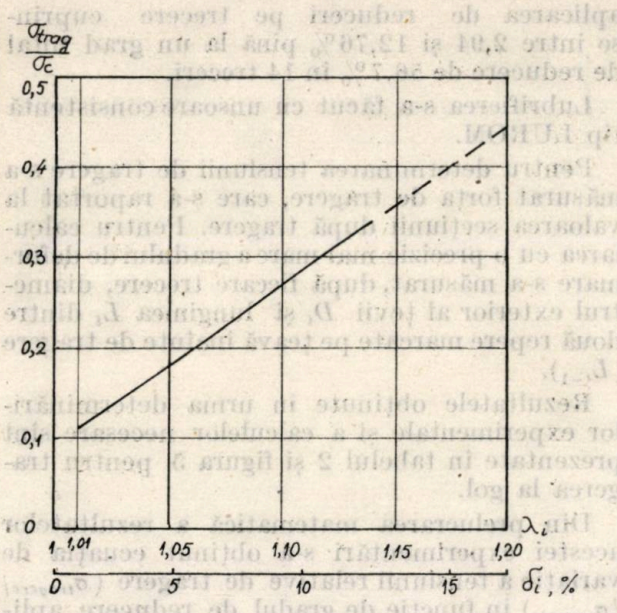


Fig. 5. Variația tensiunii relative σ_t/σ_c în funcție de gradul de deformare parțială aplicat oțelului W.1.4435

Din punctul de vedere al comportării oțelului W.1.4435 în timpul tragerii la gol a țevilor cu diametre cuprinse între 7,5 și 3 mm se constată următoarele :

— aplicarea gradului total de reducere de circa 57%, fără tratamente termice intermediare, nu a dus la pierderea completă a plasticității materialului, permițînd executarea în continuare a procesului de deformare. Se consideră însă că nu este recomandabil să se depășească un grad total de reducere de circa 60% prin tragerea la gol din două considerente : pe de o parte efectul termic al deformării ia valori importante și poate înrăutăți calitatea lubrifiantului, cu efecte directe asupra forței necesare de tragere, iar pe de altă parte gradul de ecruisare suficient de ridicat al materialului creează greutăți la operația de spițuire, iar țevile prezintă o săgeată importantă ;

— grosimea peretelui țevii crește continuu, lucru așteptat de altfel pentru aceste dimensiuni de țeavă ;

— se recomandă ca gradul de reducere pe tragere să nu depășească 10 — 12% cînd materialul prezintă un grad mic de ecruisare și raportul g/D este mai mic de 0,06, deoarece pot apărea cute longitudinale pe țeavă, care duc la rebutarea acesteia.

Pentru tragerea pe dorn, literatura de specialitate recomandă aplicarea unor coeficienți de alungire cuprinși între 1,7 și 2,4, cu grade de alungire pe tragere de 40—58%, cărora le corespund reduceri ale grosimii de perete cuprinse între 30 și 40%.

Față de aceste valori, în următorul set de determinări s-a adoptat următoarea schemă experimentală de reduceri :

— coeficientul de alungire este constant pe trageri :

$$\lambda_i \cong 1{,}47 (\delta_i \cong 32\%)$$

— gradul de reducere a grosimii peretelui țevii $\varepsilon_g \cong 20\%$ și constant pe trageri. S-au adoptat valori mai mici ca cele recomandate, ținînd seamă de rezistența la deformare destul de mare a oțelului W.1.4435.

Succesiunea diametrelor filierelor, în funcție de considerentele amintite, a fost de 5,06 ; 4,25 ; 3,60 mm iar succesiunea diametrelor dornurilor a fost de 4,26 ; 3,46 ; 3,04 mm.

S-au folosit dornuri de cupru, preconizîndu-se asimilarea acestei tehnologii de tragere.

Rezultatele experimentărilor sînt prezentate în tabelul 3 și în figura 6.

Din examinarea rezultatelor au reieșit următoarele :

— tensiunea de tragere în cazul deformării pe dorn a țevilor din oțel W.1.4435 este mai redusă decît în cazul tragerii la gol (fenomen așteptat de altfel) pentru același grad de reducere aplicat. Astfel, dacă se admite un grad de reducere de 12,8% la o tragere direct din material practic necruisat, tensiunea la tragerea la gol este mai mare cu circa 10% față de cea la tragerea pe dorn, cu un grad de reducere de 24,5% aplicat asupra materialului cu un grad inițial de ecruisare corespunzător unei reduceri totale de 17,5% ;

— și în cazul tragerii pe dorn, tensiunea relativă de tragere ($\sigma_{tragere}/\sigma_{curgere}$) variază liniar

Tabelul 3

Numărul de trageri	D_i, mm	D_{dorn}, mm	g_i, mm	Deformarea la tragerea „i"					Deformarea totală		S_i, mm²	P_i, N	$\bar{\sigma}_t$, N/mm²	σ_c, N/mm²	$\frac{\sigma_t}{\sigma_c}$
				L_i, mm	λ_i —	δ_i, %	εD_{mc}, %	ε_{gi}, %	λ_{toti}, —	σ_{toti}, %					
0	6,00	—	0,40	350	—	—	—	—	1,2127	17,54	7,04	—	—	—	—
1	5,06	4,26	0,36	463	1,3239	24,46	15,47	10,00	1,6055	37,71	5,32	1554	292	1090	0,2679
2	4,25	3,46	0,32	623	1,3454	25,67	16,35	11,11	2,1600	53,70	3,95	1423	360	1190	0,3025
3	3,60	3,04	0,28	843	1,3529	26,08	15,65	12,50	2,9223	65,78	2,92	1150	394	1250	0,3152

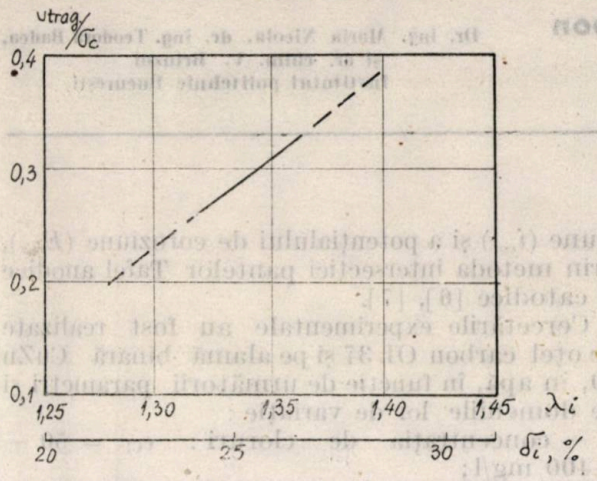


Fig. 6 Variaţia tensiunii relative de tragere σ_t/σ_c în funcţie de reducerea aplicată pe tragere (λ_i, δ_i), pentru oţelul W.1.4435

cu gradul de reducere aplicat δ_i (pentru domeniul gradelor de deformare cuprinse între 20 şi 30 %) :

$$(\sigma_t/\sigma_c)_i = 0{,}0288 \cdot \delta_i - 0{,}4364$$

Comparîndu-se valoarea pantei acestei ecuaţii (0,0288) cu cea de la ecuaţia pentru tragerea la gol (0,02123), se poate trage concluzia că procedeul de tragere nu influenţează practic intensitatea ecruisării materialului ;

— variaţia grosimii peretelui ţevii depinde de proprietăţile mecanice ale dornului folosit, în cazul dornurilor de cupru, de gradul lor de ecruisare ;

— tragerea pe dorn s-a putut efectua fără probleme deosebite pînă la un grad total de reducere de 65,7 %, în trei treceri fără tratament termic intermediar.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1987

Elaborarea fontei cu utilizarea amestecurilor de combustibil, p. 5 — Funcţionarea furnalelor de la combinatul metalurgic Novo-Lipeţk prin reducerea intrării zincului odată cu încărcătura, p. 11 — Îmbunătăţirea funcţionării termice a cuptoarelor de aprindere de la maşinile de aglomerare, la combinatul metalurgic Zapadno-Sibirsk, p. 14 — Elaborarea oţelului de calitate din fontă cu conţinut scăzut de mangan în convertizoare, p. 19 — Dinamica nivelului băii de oţel în convertizor, la suflare, p. 22 — Stabilirea complexă a parametrilor termotehnici şi hidraulici de răcire cu aer şi apă a lingourilor turnate continuu, p. 24 — Răcirea semifabricatelor cu secţiune pătrată în zona secundară a maşinilor de turnare continuă şi semicontinuă, p. 28 — Turnarea oţelului calmat prin pahare cu secţiunea fasonată a canalului, p. 30 — Extragerea de componente utile din zgurele de oţelărie, prin cristalizarea selectivă a acestora, p. 31 — Reducerea consumului de crom la elaborarea oţelului rezistent la coroziune, p. 37 — Utilizarea zgurelor cu eficienţă ridicată în electrometalurgia specială, p. 39 — Influenţa fierului asupra indicatorilor de elaborare a feroaliajelor de mangan, p. 40 — Îmbunătăţirea eficienţei laminării la laminoarele de tablă groasă, p. 44 — Perfecţionarea tehnologiei de laminare la rece a tablei subţiri pe laminorul 1200, p. 46 — Experienţa exploatării sistemului de lubrifiere tehnologică a laminorului cu 20 cilindri, p. 48 — Influenţa condiţiilor de dresare asupra proprietăţilor mecanice şi asupra structurii oţelului cu conţinut scăzut de carbon, p. 51 — Probleme referitoare la producţia de profile îndoite asimetrice, p. 53 — Estimarea eficienţei de asimilare a noilor profile laminate, prin utilizarea calculatorului electronic, p. 57 — Căi de perfecţionare a ansamblurilor de rulmenţi din construcţia utilajelor metalurgice, p. 59 — Direcţia dezvoltării liniilor de laminare la rece a ţevilor din oţeluri pentru rulmenţi, p. 62 — Îmbunătăţirea calităţii semifabricatelor pentru ţevi sudate electric, la calibrare, p. 64 — Executarea şi exploatarea băilor de zincare la cald a ţevilor, p. 66 — Unificarea cablurilor din oţel pentru diferitele ramuri ale economiei naţionale, p. 70 — Structura deşeurilor şi a pierderilor de metal de la prelucrarea sîrmei laminate, p. 72 — Asimilarea producţiei de oţel pentru rulmenţi SH15SM, p. 75 — Influenţa reîncălzirii asupra structurii şi proprietăţilor oţelului beton durificat termic, p. 79 — Producţia de tablă durificată termic din oţel 07H3 GNMIuA, p. 83 — Proprietatea pulberii de fier de a-şi menţine forma după presare, p. 86 — Eficienţa producţiei şi a consumului de metal în cadrul metalurgiei fără cocs, p. 89 — Sistem automatizat de pregătire a combustibilului cu trei compartimente pentru cuptoarele continue, p. 96 — Compararea eficienţei schemelor de aşezare a grinzilor pe răcitorul din spatele laminorului, p. 99 — Normative pentru cheltuielile specifice admisibile de combustibil la elaborarea aglomeratelor, peletelor şi la cauperele de furnal, p. 103.

Comportarea la coroziune a oțelului carbon OL 37 și a alamei binare CuZn 30 în apele de termoficare

Dr. ing. Maria Nicola, dr. ing. Teodora Badea, și dr. chim. V. Brînzoi
Institutul politehnic București

CZ: 620.193:669.14

Coroziunea diferitelor metale în apă se produce după un mecanism electrochimic, în care procesul anodic îl reprezintă ionizarea metalului ($M \rightarrow M^{z+} + ze$), iar procesul catodic îl constitue reducerea oxigenului molecular dizolvat în apă ($1/2O_2 + H_2O + 2e \rightarrow 2HO^-$) [1], [2], [3].

Viteza de coroziune a metalului este determinată de polarizațiile cu care se desfășoară cele două reacții electrochimice conjugate. Toți factorii care modifică polarizațiile vor schimba în mod corespunzător și viteza cu care se corodează metalul.

Cei mai importanți factori care influențează viteza de coroziune a metalelor în apă sînt: *p*H-ul soluției, concentrația oxigenului dizolvat, temperatura, viteza de circulație a apei, conținutul de săruri dizolvate și duritatea apei [4]—[5].

Lucrarea se referă la studiul comportării oțelului carbon OL 37 și a alamei binare CuZn 30 în apă, în funcție de o serie de parametri ca: temperatura, conținutul de cloruri, conținutul de sulfați, alcalinitatea *m*, datorată carbonaților și bicarbonaților, și conținutul de oxigen. Determinările au fost efectuate în apă fără duritate.

Metoda experimentală

Studiile experimentale, efectuate pe bază de determinări cinetice (curbe de polarizație), au fost realizate cu ajutorul unui potențiostat Radelkis tip OH 405. Determinările s-au efectuat în condiții potențiodinamice, prin variere a potențialului în trepte de 10 mV/min.

Celula de polarizație utilizată a avut spațiile anodic-catodic separate prin diafragmă poroasă.

Potențialele electrodului de lucru s-au măsurat în raport cu un electron de calomel saturat (ECS). Electrodul de lucru, confecționat din materialul supus testării, cu suprafața de 1 cm², a fost prelucrat prin lustruire cu hîrtie de șmirghel 3/0, degresat cu carbonat de sodiu și spălat cu apă.

Drept contraelectrod s-a utilizat o plăcuță de platină lucioasă cu suprafața de 2 cm².

Soluțiile de lucru au fost preparate cu apă bidistilată și reactivi chimici puri.

Determinările au fost realizate în condiții de temperatură constantă, folosind o instalație de încălzire cu reglarea automată a temperaturii.

Curbele de polarizație, reprezentate în coordonate semilogaritmice potențial-densitate de curent, au permis determinarea vitezei de coroziune (i_{cor}) și a potențialului de coroziune (E_{cor}), prin metoda intersecției pantelor Tafel anodice și catodice [6], [7].

Cercetările experimentale au fost realizate pe oțel carbon OL 37 și pe alamă binară CuZn 30, în apă, în funcție de următorii parametri și de domeniile lor de variație:

— concentrația de cloruri: $c_{Cl^-} = 50 - 400$ mg/l;

— concentrația de sulfați: $c_{SO_4^{2-}} = 50 - 150$ mg/l;

— alcalinitatea $m = 0{,}5 - 2{,}0$ mval/l (pH = 7,5 — 8);

— temperatura: 60—90°C.

Determinările au fost efectuate atît în prezența oxigenului molecular cît și în absența acestuia

Studiile experimentale au urmărit influența factorilor citați asupra curentului de coroziune (i_{cor}) și a potențialului de coroziune (E_{cor}), precum și a aspectului probelor.

Influența concentrației clorurilor asupra comportării la coroziune a celor două materiale (în domeniul de temperatură de 60—90°C) este prezentată în tabelele 1 și 2.

Datele se referă la soluții cu conținut de sulfați de 50 mg/l alcalinitate $m = 0{,}5$ mval/l, în prezența oxigenului molecular.

Datele prezentate în tabelul 1 (referitoare la oțel) evidențiază o creștere a vitezei de coroziune (i) de aproximativ trei ori, cu creșterea conținutului de cloruri de la 50 la 400 mg/l. Viteza de coroziune cea mai mică s-a obținut la un conținut de cloruri de 50 mg/l și la o temperatură de 90°C ($i = 4{,}45$ μA/cm²), iar cea mai mare s-a obținut la 400 mg/l cloruri și la aceeași temperatură ($i_{cor} = 11{,}20$ μA/cm²). Datele prezentate în tabelul 1 evidențiază, pe lîngă creșterea vitezei de coroziune odată cu creșterea conținutului de cloruri, și creșterea acesteia cu temperatura; astfel, pentru soluția cea mai agresivă (400 mg/l cloruri) curentul de coroziune crește între 60 și 90°C de la 7,18 la 11,20 μA/cm². Soluția cu conținutul cel mai mic de cloruri (50 mg/l) face excepție de la această evoluție pentru care creșterea temperaturii duce la o ușoară scădere a curentului de coroziune: de la 5,16 μA/cm² la 60°C la 4,45 μA/cm² la 90°C, fenomen explicabil prin formarea, la temperaturi înalte, a unor produși de coroziune cu proprietăți protectoare (magnetită). Aspectul probelor în aceste condiții apare ușor înnegrit, cu produși de coroziune aderenți, evidențiind prezența oxizilor superiori ai fierului.

Tabelul 1

Comportarea la coroziune a oțelului OL 37 în apă, în funcție de conținutul de cloruri la diverse temperaturi ($c_{SO_4^{2-}}$ = = 50 mg/l; m=0,5 mval/l), în prezența oxigenului molecular

Temperatura, °C / c_{Cl^-} mg/l	60		70		80		90	
	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²
50	−400	5,16	−405	5,10	−405	5,0	−400	4,45
100	−400	5,16	−407	5,20	−405	5,41	−405	5,62
200	−400	5,20	−410	5,31	−410	5,63	−408	5,80
300	−400	6,41	−409	6,65	−410	6,82	−410	6,95
400	−400	7,18	−410	8,52	−412	9,80	−415	11,20

Tabelul 2

Comportarea la coroziune a alamei binare neal'ate CuZn 30 în funcție de conținutul în cloruri, la diverse temperaturi ($c_{SO_4^{2-}}$ = 50 mg/l, m = 0,5 mval/l), în prezența oxigenului

Temperatura, °C / c_{Cl^-} mg/l	60		70		80		90	
	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²
50	150	0,174	150	0,102	145	0,085	140	0,063
100	130	0,26	120	0,21	115	0,16	110	0,12
200	110	0,85	100	0,6	95	0,52	85	0,35
300	90	1,32	95	1,1	80	0,8	60	0,6
400	70	1,66	65	1,45	52	1,1	40	0,8

Creșterea conținutului de cloruri, asociată cu creșterea temperaturii, aduce însă, în general, o activare a procesului de coroziune, fapt evidențiat și de negativarea potențialului de coroziune de la −400 mV/ENH, la o concentrație de cloruri de 50 mg/l și temperatura de 60°C, la −415 mV/ENH, la o concentrație de cloruri de 400 mg/l și temperatura de 90°C.

Datele prezentate în tabelul 2 (referitoare la influența concentrației de cloruri asupra coroziunii alamei) evidențiază o creștere a vitezei de coroziune de mai mult de zece ori, la creșterea conținutului de cloruri de la 50 la 400 mg/l — pentru tot domeniul de temperaturi investigat (60—90°C). În același timp, creșterea temperaturii implică o scădere a curentului de coroziune de aproximativ două ori — la toate concentrațiile de cloruri.

Potențialele de coroziune scad odată cu creșterea conținutului de cloruri și a temperaturii.

Se observă că cele mai agresive condiții pentru manifestarea coroziunii pe alamă sînt la concentrații de cloruri de 400 mg/l și la temperatura de 60°C (i_{cor}=1,66μA/cm²), iar cele mai puțin agresive, la concentrația de 50 mg/l cloruri și la temperatura de 90°C (i_{cor} = 0,063 μA/cm²).

Aspectul probelor de alamă binară CuZn 30 — după expunerea la coroziune — apare ușor înroșit, ceea ce arată că procesul de coroziune constă în dezincarea alamei.

Comparînd rezultatele prezentate în tabelele 1 și 2 se observă că alama (tab. 2) prezintă o viteză de coroziune de aproximativ zece ori mai mică decît oțelul (tab. 1).

Influența concentrației sulfaților asupra comportării la coroziune a celor două materiale, la temperaturi cuprinse în intervalul 60—90°C, este prezentată în tabelele 3 și 4. Datele se referă la soluția cu un conținut de cloruri (400 mg/l) cu comportarea cea mai agresivă.

Examinarea datelor din tabelul 3 (referitoare la oțel) și tabelul 4 (referitoare la alamă) arată că, la creșterea conținutului de sulfați de la 50 la 150 mg/l, variația curentului de coroziune și a potențialului de coroziune este relativ mică; se remarcă o ușoară creștere a conductibilității mediului.

Influența temperaturii asupra coroziunii celor două materiale, pe intervalul 60—90°C, a fost evidențiată la prezentarea influenței conținutului de cloruri (tab. 1 și 2) și sulfați (tab. 3 și 4). În continuare, se va prezenta influența acestui parametru pentru condițiile cele mai agresive, găsite anterior : concentrația de cloruri 400 mg/l, concentrația de sulfați 150 mg/l, datele fiind sintetizate în tabelele 5 și 6.

Tabelul 5 relevă o ușoară negativare a potențialului de coroziune și o creștere constantă a curentului de coroziune odată cu creșterea temperaturii, fapt care duce la concluzia că procesul de coroziune a oțelului OL 37 în apă este controlat de reacția anodică (oxidarea fierului), reacție pentru care polarizația scade odată cu creșterea temperaturii, și nu de reducerea oxigenului (pentru care creșterea temperaturii ar determina o micșorare a vitezei datorită scăderii solubilității oxigenului).

Tabelul 3

Influența concentrației sulfaților asupra comportării la coroziune a oțelului carbon OL 37 în apă, la diverse temperaturi (c_{Cl^-} = 400 mg/l, m = 0,5 m val/l), în prezența oxigenului

Temperatura, °C / $c_{SO_4^{2-}}$ mg/l	60		70		80		90	
	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²
50	−400	7,18	−410	8,52	−412	9,80	−415	11,20
100	−400	7,3	−410	8,60	−410	9,90	−415	11,6
150	−405	7,80	−410	8,91	−410	10,1	−418	12,0

Tabelul 4

Comportarea la coroziune a alamei binare CuZn 30 în apă, la diverse temperaturi, în funcție de conținutul în sulfați (c_{Cl^-} = 400 mg/l, m = 0,5 mval/l), în prezența oxigenului

Temperatura, °C / $c_{SO_4^{2-}}$ mg/l	60		70		80		90	
	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²	E_{cor} mV/ENH	i_{cor} μA/cm²
50	70	1,66	65	1,45	52	1,1	40	0,8
100	70	1,7	65	1,5	55	1,2	45	0,85
150	75	1,72	70	1,55	60	1,3	50	0,9

Tabelul 5

Comportarea la coroziune a oțelului carbon OL 37 în apă, în funcție de temperatură ($c_{SO_4^{2-}}$ = 150 mg/l; c_{Cl^-} = 400 mg/l; m = 0,5 mval/l) în prezența oxigenului molecular

Temperatura, °C	60	70	80	90
E_{cor}, mV/ENH	−405	−410	−410	−415
i, μA/cm²	7,80	8,91	10,1	12,0

Tabelul 6

Comportarea la coroziune a alamei CuZn 30 în apă, în funcție de temperatură ($c_{SO_4^{2-}}$ = 150 mg/l, c_{Cl^-} = 400 mg/l, m = 0,5 mval/l), în prezența oxigenului molecular

Temperatura, °C	60	70	80	90
E_{cor}, mV/ENH	75	70	60	50
i, μA/cm²	1,72	1,55	1,3	0,9

În tabelul 6 se remarcă o ușoară scădere a potențialului de coroziune odată cu creșterea temperaturii. Creșterea temperaturii determină scăderea curentului de coroziune; la variația temperaturii de la 60 la 90°C, acesta se reduce la jumătate (de la 1,72 la 0,9 μA/cm²). Scăderea curentului de coroziune odată cu temperatura arată că procesul de coroziune a alamei în apă este controlat de reacția de reducere a oxigenului (a cărui solubilitate scade odată cu creșterea temperaturii).

Influența alcalinității m a soluțiilor asupra comportării oțelului și a alamei în apă se prezintă în tabelele 7 și 8.

Datele prezentate arată că ambele materiale își micșorează treptat viteza de coroziune odată cu creșterea alcalinității. Pentru oțel scăderea este de cel mult 50%, în schimb pentru alamă

Tabelul 7

Influența alcalinității m asupra comportării la coroziune a oțelului OL 37 în apă ($c_{SO_4^{2-}}$ = 50 mg/l; c_{Cl^-} = 400 mg/l) în prezența oxigenului

Temperatura, °C / Alcalinitatea, m, mval/l	60			90		
	0,5	1,0	2,0	0,5	1,0	2,0
E_{cor}, mV/ENH	−405	−410	−425	−410	−410	−415
i, μA/cm²	7,18	6,25	4,81	11,2	10,5	8,0

Tabelul 8

Influența alcalinității m asupra comportării la coroziune a alamei CuZn 30 în apă (c_{Cl^-} = 400 mg/l, $c_{SO_4^{2-}}$ = 50 mg/l) în prezența oxigenului

Temperatura, °C / Alcalinitatea, m, mval/l	60			90		
	0,5	1,0	2,0	0,5	1,0	2,0
E_{cor} mV/ENH	70	85	100	40	60	70
i, μA/cm²	1,66	0,61	0,28	0,8	0,22	0,05

scăderea poate fi de peste 10 ori (de exemplu, la 60°C — de la 1,66 la 0,28 μA/cm², iar la 90°C — de la 0,8 la 0,05 μA/cm²).

Aceasta arată că la alcalinitatea m mărită, produșii de coroziune ai alamei în apă prezintă proprietăți protectoare avansate, în comparație cu cei ai oțelului.

Influența oxigenului molecular. Pentru a evidenția influența acestui parametru, soluția cu agresivitatea cea mai mare (concentrație de cloruri 400 mg/l; concentrație de sulfați 150 mg/l; alcalinitate m = 0,5 mval/l) a fost testată și în absența oxigenului molecular, obținută prin le-

Tabelul 9

Influența conținutului de oxigen din apă asupra comportării la coroziune a oțelului OL 37 și a alamei CuZn 30 (c_{Cl^-} = = 400 mg/l, $c_{SO_4^{2-}}$ = 50 mg/l, m = 0,5 mval/l)

Temperatura, °C / Conținutul, O_2	60				90			
	La echilibru		Legat		La echilibru		Legat	
Materialul	OL 37	Cu Zn 30	OL 37	Cu Zn 30	OL 37	Cu Zn 30	OL 37	Cu Zn 30
E_{cor}, mV/ENH	−400	70	−410	75	−415	40	−450	—
i_{cor} μA/cm²	7,18	1,66	5,3	0,95	11,2	0,8	6,3	—

garea chimică a acestuia cu sulfit de sodiu. Datele experimentale sînt prezentate în tabelul 9.

Se remarcă o scădere a vitezei de coroziune pentru ambele materiale de aproximativ 1,5 — 2 ori în condițiile îndepărtării oxigenului din apă. De concentrația oxigenului în apă este legată direct viteza procesului catodic de coroziune și implicit viteza globală a procesului de coroziune, ceea ce explică scăderea vizibilă a curentului de coroziune în condițiile eliminării acestuia.

Concluzii

Examinarea datelor experimentale privind comportarea la coroziune a oțelului carbon OL 37 și a alamei binare CuZn 30 în apă relevă următoarele :

— creșterea conținutului de cloruri determină intensificarea vizibilă a procesului de coroziune (creșterea curentului de coroziune și negativarea potențialului de coroziune);

— mărirea conținutului de sulfați determină creșterea nesemnificativă a curentului de coroziune ;

— creșterea alcalinității m duce la micșorarea vitezei de coroziune ;

— eliminarea oxigenului — prin legare chimică — determină scăderea curentului de coroziune ;

— creșterea temperaturii influențează diferit comportarea celor două materiale : astfel, pentru oțel se obține o creștere a vitezei de coroziune odată cu creșterea temperaturii, iar pentru alamă scăderea acesteia.

Condițiile cele mai agresive de manifestare a coroziunii în apă sînt :

a) pentru oțel carbon OL 37 : concentrația de cloruri este de 400 mg/l, concentrația de sulfați-150 mg/l, alcalinitatea m — 0,5 mval/l, temperatura de 90°C, în prezența oxigenului molecular (i_{cor} = 12 μA/cm²) ;

b) pentru alamă binară CuZn30 : concentrația de cloruri este de 400 mg/l, concentrația de sulfați — 150 mg/l, alcalinitatea m = 0,5 mval/l, temperatura de 60°C, în prezența oxigenului molecular (i_{cor} = 1,72 μA/cm²).

Compararea datelor privind oțelul OL 37 și alama CuZn 30 arată că viteza de coroziune a oțelului este cu un ordin de mărime mai ridicată, în condiții similare de compoziție și temperatură.

Factorul care aduce cele mai mari salturi ale curentului de coroziune este concentrația de cloruri, care în intervalul de la 50 la 400 mg/l determină o mărire a vitezei de coroziune de aproximativ 2,5 ori — pentru oțel — și de aproximativ 10 ori pentru alamă. Se impune, din această cauză, eliminarea cît mai avansată a clorurilor din apele de termoficare pentru a nu produce mărirea accentuată a vitezei de coroziune a instalațiilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Antropov, L., Electrochimie Théorique, Moscova, 1979.

[2] Ivășcan, St., *Coroziunea și protecția anticorosivă*, I. P. Iași, 1975.

[3] Oniciu, L., *Coroziunea metalelor. Aspecte fundamentale și protecție anticorosivă*. București, Ed. Științifică și Enciclopedică 1986.

[4] Faucault, M., *Corrosion et protection des installations de distribution d'eau sanitaire*. În: Annales de l'ITBTP, Franța, nr. 324, ian. 1975.

[5] Ciolac, S. ș.a. În: *Studii și cercetări de chimie*, R.S.R., vol. 21, nr. 2, 1975, p. 111.

[6] Karlamov, M. În: Zascita metallov, U.R.S.S., vol. XV, nr. 6, 1979, p. 678.

[7] Hurlen, T., Haug, A. T. În: Electrochem. Acta, Anglia, vol. 29, nr. 8, 1984, p. 1133.

Cercetări privind difuzia hidrogenului în oțel, în cazul fisurării sub tensiune în medii apoase cu hidrogen sulfurat

Prof. dr. doc. ing. D. Rașeev și
dr. ing. Gh. Drăghici
Institutul de petrol și gaze Ploiești

CZ: 66.063.2:620.192.46

Fisurarea sub tensiune în medii cu hidrogen sulfurat-SSC — a pieselor din oțel este un proces controlat în special de acțiunea fragilizantă a hidrogenului rezultat în urma reacțiilor dintre mediu și suprafața metalică. Procesul elementar prin care se produce acumularea hidrogenului în material este difuzia, astfel că cercetarea fenomenului SSC implică cercetarea difuziei hidrogenului în oțel.

Structura complicată a oțelurilor, asociată cu distribuții neregulate ale defectelor și ale tensiunilor interne, nu permite aplicarea legilor difuziei la nivel microscopic. Cercetarea este îngreunată și de faptul că prezența hidrogenului în oțel nu poate fi pusă în evidență prin analiză metalografică.

Determinarea vitezei de difuzie a hidrogenului se poate face prin metoda permeabilității. Pentru aceasta se consideră o membrană de grosime h, care are una din fețe expusă mediului umed cu hidrogen sulfurat, iar cealaltă izolată de mediu. Imediat după expunere, pe suprafața expusă ia naștere hidrogenul în stare atomară [1], prin adsorbție atingîndu-se o concentrație de saturație C_0.

Pentru următoarele condiții inițiale și la limită (fig. 1): $C(x, 0) = 0$, $x \in [0,h]$; $C(0, \tau) = C_0$: $C(h, \tau) = 0$, integrarea ecuației difuziei:

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = - D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$$

conform metodei prezentate în [1] duce la următoarea expresie pentru cantitatea totală de hidrogen Q_H care va difuza prin membrană în timpul τ:

$$Q_H = \int_0^\tau D \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right)_{x=0} d\tau = \frac{DC_0}{h} \cdot$$

$$\cdot \left[\tau + 2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^h}{n^2} \frac{h^2}{D\pi^2} \left(1 - e^{-D\left(\frac{n\pi}{h^2}\right)^2 \tau} \right) \right] \quad (1)$$

Neglijînd termenul $e^{-D\left(\frac{n\pi}{h^2}\right)^2 \tau}$ care pentru n suficient de mare este foarte mic în raport cu 1, rezultă:

$$Q_H = \frac{DC_0}{h} \left[\tau + 2 \frac{h^2}{D\pi^2} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^n}{n^2} \right] =$$

$$= \frac{DC_0}{h} \left(\tau - \frac{h^2}{6D} \right) \quad (2)$$

Se observă că în aceste condiții, după stabilirea regimului staționar, cantitatea totală de hidrogen care difuzează Q_H este funcție liniară de timp. Determinînd experimental pe Q_H și reprezentînd grafic variația sa în funcție de timp, se poate determina atît coeficientul de difuzie D cît și concentrația de saturație C_0.

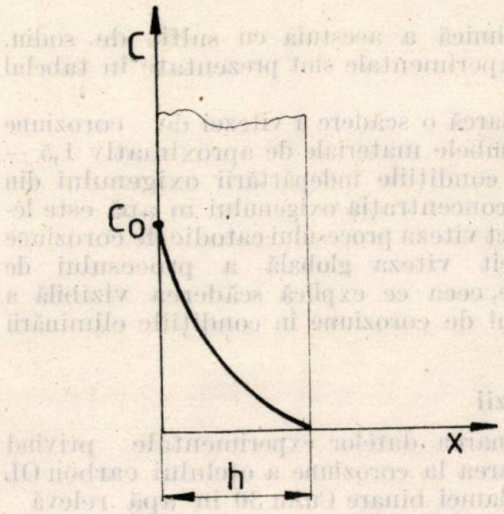


Fig. 1. Condițiile inițiale și la limită pentru difuzia hidrogenului prin membrana de grosime h

Astfel, prelungind porțiunea liniară a curbei pînă la intersecția cu abscisa ($Q_H = 0$), rezultă $\tau = h^2/6D$, τ_0 fiind timpul corespunzător punctului de pe abscisă unde prelungirea porțiunii liniare intersectează această axă.

Determinarea experimentală a cantității de hidrogen Q_H este posibilă, deoarece hidrogenul pătruns în membrană prin suprafața expusă, ajuns prin difuzie pe suprafața liberă, se desoarbe combinîndu-se în molecule. Cum în această stare nu mai poate pătrunde din nou în material, rezultă că, dacă suprafața liberă este peretele unei incinte închise, se va produce creșterea volumului de gaz din această incintă datorită hidrogenului acumulat. Pe acest principiu s-a pus la punct o metodologie de încercare care a permis determinarea experimentală a coeficientului de difuzie al hidrogenului în oțel.

Pentru determinarea energiei de activare a difuziei hidrogenului (E_D), s-a trasat curba de tip Arhenius cu datele experimentale obținute. Așa cum se observă din figura 4, aceasta este o dreaptă a cărei pantă corespunde unei energii de activare de 8250 cal/mol. În literatura de spe-

cialitate [3], [4], [7] se întîlnesc valori cuprinse între 8500 și 7880 cal/mol, determinate pe materiale și în condiții similare cu cele în care s-au desfășurat cercetările proprii.

Difuzia hidrogenului în prezența tensiunilor mecanice

Pentru determinarea influenței tensiunilor mecanice asupra difuziei hidrogenului în oțel, se pleacă de la expresia potențialului chimic :

$$\mu = \mu_0 + RT \ln C - V^* \cdot \sigma \qquad (4)$$

unde μ_0 reprezintă potențialul chimic de referință (în condiții normale), V^* este volumul molar parțial al hidrogenului și are valoarea 2 cm³/atom g Fe [5], [6], [7], σ — tensiunea hidrostatică $\left(\sigma = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}\right.$; σ_1, σ_2, σ_3 — tensiuni principale).

Ținînd seamă de această expresie la scrierea și integrarea ecuației difuziei, s-a găsit [1] pentru coeficientul de difuzie în prezența tensiunilor D_τ următoarea expresie :

$$D_\tau = D_0 e^{-\frac{(E_D - V^* \cdot \sigma)}{RT}} \qquad (5)$$

Verificarea pe cale experimentală a acestei relații s-a realizat utilizînd metodologia experimentală, mediul de încercare și materialele folosite la cercetarea difuziei în absența tensiunilor. În acest scop, epruveta prezentată în figura 2 s-a introdus într-un dispozitiv cu ajutorul căruia a fost solicitată la o sarcină axială, menținută pe toată durata determinărilor.

Metodologia încercărilor experimentale și rezultatele obținute

Pentru determinările experientale s-a folosit o epruvetă de forma unui tub cilindric închis la unul din capete, avînd o porțiune centrală calibrată. Suprafața exterioară a acestei porțiuni a fost prelucrată astfel încît rugozitatea să fie mai mică de 0,8 μm, iar grosimea peretelui să fie constantă. Pentru a fi posibilă utilizarea aceleiași epruvete și la determinările efectuate în prezența tensiunilor mecanice, capetele sînt filetate.

La capătul deschis al epruvetei se racordează un manometru în formă de U, printr-un tub de legătură cît mai scurt, care are diametrul interior calibrat. Aceasta permite determinarea volumului spațiului interior închis de coloana de lichid a manometrului .

Mediul cu hidrogen sulfurat în care s-au făcut determinările a fost mediul recomandat de norma NACE TM 01-77, care constă dintr-o soluție de 5% NaCl, 0,5% CH_3COOH, saturată cu H_2S. Temperatura mediului de încercare s-a menținut constantă cu ajutorul unei instalații de termostatare.

Epruveta spălată și degresată se racordează la manometru așa cum se observă în figura 2 și se introduce în vasul cu mediul de încercare. În apropierea tubului manometrului se plasează un termometru și un barometru aneroid.

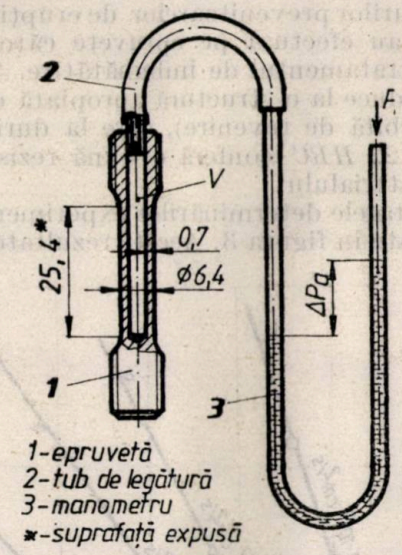


Fig. 2. Schema de principiu a instalației pentru determinări experimentale

Conform celor arătate anterior, după introducerea epruvetei în mediul de încercare, la suprafața acesteia începe să se producă hidrogen în stare atomară, care se adsoarbe, difuzează prin pereții epruvetei și se desoarbe în spațiul interior, recombinîndu-se și acumulîndu-se în stare moleculară. Acest fenomen face să crească volumul de gaz inițial închis de coloana de lichid a manometrului, producînd denivelarea coloanei.

La intervale de timp stabilite, se citesc denivelarea coloanei de lichid a manometrului, temperatura și presiunea atmosferică. Cunoscîndu-se diametrul interior al tubului manometrului, se poate calcula volumul de gaz care a produs denivelarea respectivă. Cantitatea de hidrogen difuzat se exprimă prin volumul V_0 la presiunea de 760 mmHg și la temperatura de 0°C, calculat cu relația :

$$V_0 = \frac{273}{760} \cdot V \frac{p_a + \Delta p_a}{T} - V_{i0} \qquad (3)$$

în care : V este volumul gazului în momentul măsurării ; T — temperatura absolută a gazului în acel moment ; p_a — presiunea atmosferică, mm Hg ; Δp_a — presiunea indicată de manometru, mm Hg ; V_{i0} — volumul inițial în condiții normale.

Cu datele obținute se trasează variația volumului V_0 în funcție de timp, determinîndu-se coeficientul de difuzie conform celor arătate anterior.

Metodologia prezentată s-a aplicat pentru cercetarea difuziei hidrogenului în oțelul T35Mo CrNi08 STAS 1773-82, utilizat la construcția corpurilor prevenitoarelor de erupție. Cercetările s-au efectuat pe epruvete cărora li s-a aplicat tratamentul de îmbunătățire. Acest tratament duce la o structură apropiată de echilibru (sorbită de revenire), care la durități mai mici de 22 *HRC* conferă o bună rezistență la SSC materialului.

Rezultatele determinărilor experimentale sînt prezentate în figura 3. Aceste rezultate au permis calcularea coeficientului de difuzie, a cărui valoare pentru fiecare temperatură la care s-a făcut determinarea este înscrisă pe curba respectivă.

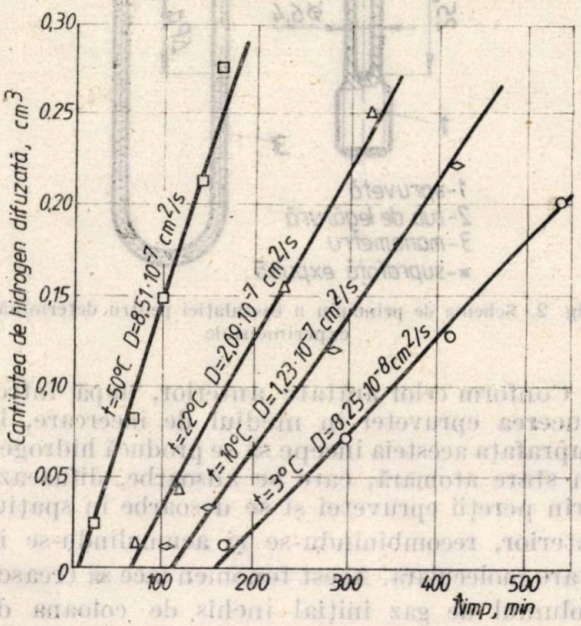


Fig. 3. Rezultatele experimentale pentru difuzia în absența tensiunilor mecanice

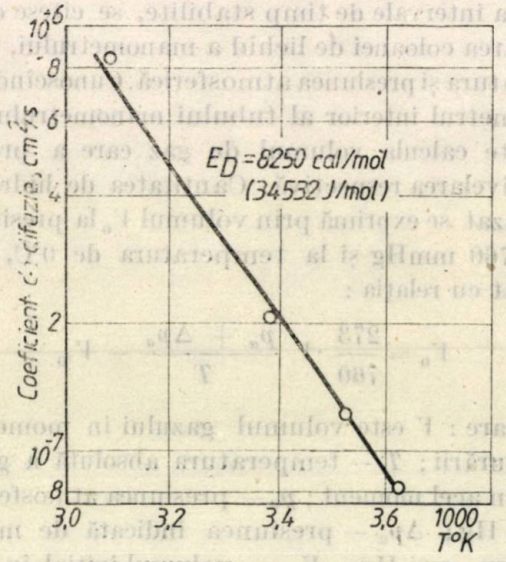


Fig. 4. Dreapta de tip Arhenius pentru rezultatele prezentate în figura 3

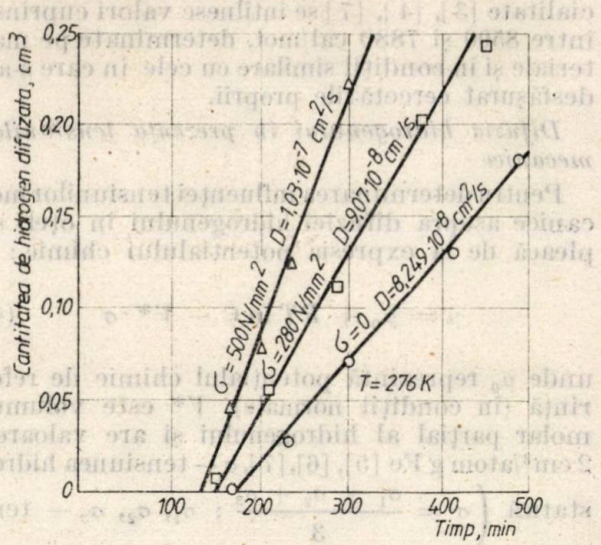


Fig. 5. Rezultatele experimentale pentru difuzia hidrogenului în prezența tensiunilor

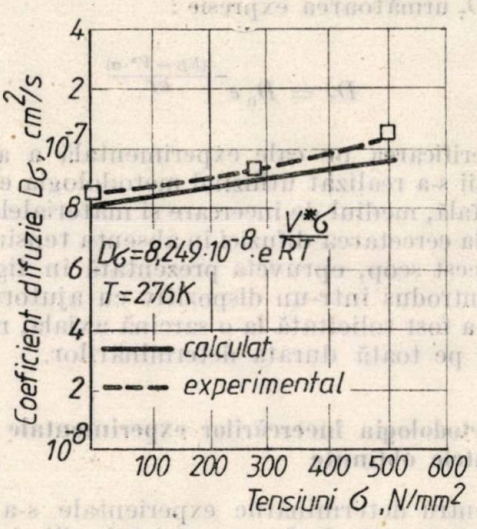


Fig. 6. Variația coeficientului de difuzie în funcție de valoarea tensiunilor — comparație între rezultatele experimentale și calculele teoretice

Valoarea obținută pentru coeficientul de difuzie la 22°C ($2{,}09 \times 10^{-7}$ cm²/s) este comparabilă cu valorile obținute de alți cercetători [2], [3], [4] pentru oțeluri similare.

În figura 5 sînt prezentate curbele obținute pentru diferite niveluri de tensionare a epruvetelor. Se constată o creștere apreciabilă a cantității de hidrogen difuzate odată cu creșterea eforturilor unitare σ. Calculînd coeficientul de difuzie și reprezentînd variația lui cu tensiunea (fig. 6), se constată o bună corespondență între valorile experimentale și cele calculate cu relația (5).

Concluzii

Cercetarea difuziei hidrogenului în oțel în cazul pieselor expuse mediilor acide cu hidrogen sulfurat se poate face prin metoda permeabilității. Cercetările experimentale efectuate pe oțelul T35MoCrNi08 STAS 1773-82 au dus la rezultate comparabile în ceea ce privește coeficientul de difuzie și energia de activare cu cele prezentate în literatura de specialitate pentru alte categorii de oțeluri.

Metoda s-a dovedit adecvată și pentru cercetarea influenței tensiunilor mecanice asupra difuziei hidrogenului. S-a arătat, pe cale teoretică și experimentală, că la aceeași temperatură hidrogenul difuzează preferențial spre zonele în care tensiunile mecanice sînt mai ridicate. Aceasta explică acumularea hidrogenului în zonele cu defecte din material, care sînt și concentratori de tensiuni ; de aici influența hotărîtoare pe care o are asupra fisurării sub tensiune a pieselor expuse mediilor acide cu H_2S.

BIBLIOGRAFIE

[1] Drăghici, Gh. *Contribuții privind folosirea unor oțeluri turnate la instalațiile de etanșare și prevenire de la gura sondei, în cazul forajului sondelor cu țițeiuri corosive.* Teză de doctorat, I.P.G. Ploiești, 1986.

[2] Heady, R.B. *Hydrogen embrittlement and hydrogen-dislocation interaction,* În: Corrosion, Anglia, 1978, nr. 9, p. 98.

[3] Johnson, H., H. *On hydrogen brittleness in high strength steels,* În: Proc. of conf. „Fundamental aspects of stress corrosion cracking" Ohio, 1967, p. 32.

[4] Townsend, H. E., *Hydrogen sulfide stress corrosion cracking of high strength steel wire.* În: Corrosion, Anglia, 1972, nr. 2, p. 32.

[5] Kikuta, Y. ș.a., *The interaction of hydrogen and dislocation.* În: Proc. of Int. Congres „L'hydrogène dans les métaux" Paris, 1972, p. 144.

[6] Leeuwen, H., P. *Analyse quantitative de la fragilisation provoquée par l'hydrogéne,* În: Mémoires Scientifiques, Revue de Métallurgie, Franța, 1974, nr. 9, p. 509.

[7] Tetelman, A. S., *The mechanism of hydrogen embrittlement in steel.* În: Proc. of Conf. Fundamental aspects in stress corrosion cracking, Ohio, 1967, p. 446.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 7, 1987

Perfecționarea tehnologiei de metalizare a minereului de fier în condițiile combinatului electrometalurgic Oskolsk, p. 5 — Experiența exploatării sistemului de răcire a furnalului nr. 6 de 3200 m³ de la combinatul metalurgic Novo-Lipețk, p. 12 — Funcționarea furnalelor fără îndepărtarea zgurei superioare, p. 15 — Căi metalurgice de îmbunătățire a calității oțelului, p. 17 — Asigurarea unor limite strînse și controlul conținutului de aluminiu la tratamentul oțelului cu conținut scăzut de carbon și fără siliciu în afara cuptorului, p. 20 — Particularitățile cinetice ale reacțiilor la desulfurarea avansată cu magneziu a fontei, p. 22 — Suflarea cu argon a metalului în oală prin închizătoarele cu sertar, p. 25 — Reducerea conținutului de sulf și hidrogen prin tratamentul oțelului aliat în afara cuptorului, p. 26 — Creșterea eficienței tratamentului cu zgură al oțelului în afara cuptorului, p. 29 — Aerodinamica sistemului de insuflare în oală a materialelor pulverulente, p. 31 — Îmbunătățirea calității oțelului în oală, p. 35 — Căi de îmbunătățire a eficienței de utilizare a zgurelor rezultate de la elaborarea feroaliajelor, p. 37 — Laminorul continuu de 320/150 pentru profile de la uzina metalurgică Bielorusia, p. 41 — Prognozarea proprietăților laminatelor în sistemul de reglare a laminorului la rece, p. 47 — Îmbunătățirea calității benzilor laminate la rece pentru cinescoapele de televizoare în culori, p. 51 — Îmbunătățirea capacității de funcționare a axului principal de la laminoare, p. 53 — Reglarea și controlul calității laminatelor pe baza metodelor statistice, p. 55 — Stabilirea presiunii radiale la tamburul înfășurătorului, p. 58 — Formarea semifabricatelor pentru țevile sudate electric cu diametru mare, p. 63 — Automatizarea măsurării lungimii și stabilirii masei teoretice a țevilor pe mesele de verificare a calității, p. 67 — Analiza statistică a toleranțelor la controlul nedistructiv al proprietăților mecanice ale țevilor din oțeluri aliate deformate la cald, p. 70 — Sîrmă alămită cu diametrul de 2,2 mm, p. 72 — Laminarea controlată — procedeu în mai multe etape de tratament termomecanic al oțelurilor slab aliate, p. 75 — Compoziția de faze și proprietățile oțelurilor rapide fără wolfram, p. 81 — Modificarea sulfurilor la oxidarea prin difuziune a oțelurilor, p. 84 — Controlul magnetic al durității țevilor din oțeluri deformate la cald pentru rulmenți, p. 88 — Durificarea sculelor din oțel-carbură, aplicînd sudarea prin difuzie, p. 89 — Estimarea eficienței comparative a construcției uzinelor de prelucrare de diferite capacități, p. 92 — Înființarea unor întreprinderi pentru încercarea cilindrilor de laminoare p. 95 — Sistem automatizat de conducere a duratei de recoacere a rulourilor în cadrul compartimentului de cuptoare cu clopot, pe baza unui model matematic adoptat, p. 96 — Comportamentul de tratament termic al prăjinilor de foraj, din cadrul secției de refulare a capetelor țevilor, p. 99 — Elaborarea și introducerea transformatoarelor cu tiristori și fără comandă de la principalele motoare electrice ale laminoarelor nereversibile, p. 102 — Cercetări pe modelul de funcționare a dispozitivului de aspirare pentru instalația de afinare în oală a oțelului, p. 103 — Cavitația în dispozitivele de acționare hidraulică ale utilajului metalurgic și măsurile de prevenire a acesteia, p. 107.

Acționări de mare putere cu motoare de curent continuu pentru laminoarele din R.S. România

Ing. C. Stoicescu și ing. G. Aldea
IPROLAM

CZ: 621.771.2—115

Acționările principale — acționări de mare putere ajungînd la puteri unitare care depășesc 5000 kW, realizate cu motoare de curent continuu cu reglaj de viteză, sînt nelipsite din componența oricărui laminor.

Condițiile de lucru ale motoarelor cu acționări sînt : funcționarea în mediu cu praf metalurgic și la temperaturi ridicate ale mediului ambiant ; regimul de lucru greu cu supra sarcini și reversări de turație frecvent repetate ; funcționarea cu reglaj de viteză în limite largi, inclusiv peste viteza de bază ; timpii de accelerare și frînare foarte reduși.

Pentru a face față acestor cerințe severe, motoarele acționărilor principale sînt de construcție specială și anume :

— motor cu două rotoare sau două motoare pe același ax (pentru obținerea unui moment de inerție cît mai redus și deci a unui timp de accelerare cît mai mic) ;

— construcția lamelată a circuitului magnetic (pe această cale se obțin gradienți de curent de pînă la 600 In/s, ceea ce favorizează procesele tranzitorii reduse) ;

— turație redusă ($n_{bază} = 30 - 50$ rot/min) în cazul acționărilor directe motor-cilindri de laminare ;

— admiterea suprasarcinilor de 2,25 In, frecvent repetate.

În cazul acționărilor directe se practică montajul geamăn în una din cele două variante : motor superior în față sau motor superior în spate ; acest ultim aranjament permite, în exploatare, un acces mai ușor la barele de cuplare.

Pentru asigurarea fiabilității necesare, aceste motoare se construiesc cu izolație clasa F, dar se utilizează în regim termic corespunzător clasei B.

În dezvoltarea acționărilor principale ale laminoarelor s-au înregistrat trei sisteme de alimentare cu curent continuu a motoarelor : grupuri rotative ; convertizoare statice cu vapori de mercur (tip ignitron sau excitron) și convertizoare statice cu tiristori.

Sistemul grupurilor rotative este încă în funcțiune pentru alimentarea motoarelor principale de la o serie de laminoare mai vechi. Acest sistem, deși are un randament cu 4—5% mai redus față de convertizoarele cu tiristori, prezintă avantajele unui regim deformant mai puțin supărător și al unui factor de putere superior, motiv pentru care, la unele laminoare importante (laminorul de benzi la rece tandem nr. 1 de la C.S. Galați), grupurile rotative vor fi menținute mult timp în funcțiune.

La laminoarele mai vechi (laminorul slebing, laminorul de benzi la cald 1700 și laminorul de tablă groasă nr. 1 de la C.S. Galați) care inițial au fost dotate cu convertizoare cu vapori de mercur, s-a realizat tiristorizarea acționărilor principale, motivul principal fiind epuizarea stocului de tuburi ignitron și încetarea producției lor la furnizori.

Pentru acționările de mare putere noi, s-a generalizat alimentarea de la convertizoare cu tiristori ca o soluție care asigură acestora un grad de economicitate și performanțe electrodinamice superioare.

În tabelul alăturat sînt prezentate selectiv acționări principale de mare putere la laminoarele din R.S.R. la care au fost adoptate soluții actuale sau au fost operate modernizări ale unor instalații de acționare mai vechi.

Acționările de curent continuu de mare putere sînt prevăzute cu sisteme deosebit de complexe pentru reglarea automată și controlul parametrilor funcționali. Acestea permit obținerea caracteristicilor tehnologice dorite, menținînd în limite admise solicitările la care sînt supuse utilajele, motoarele și echipamentele de alimentare cu energie.

Pentru ilustrare, sînt prezentate scheme-bloc simplificate ale acționărilor principale la laminoarele cuarto cu o cajă și dresare-relaminare cu 2 caje de la C.S. Galați.

Aceste laminoare proiectate de IPROLAM cu concursul I.P.A, la nivelul tehnicii mondiale actuale, realizate cu utilaj și echipament fabricat în R.S.R., înglobează un număr important de realizări de vîrf ale industriei autohtone, cum sînt : motoare speciale de laminor de mare putere, cu ventilație total integrată și sistem de îmbunătățire a comutației la viteze mari ; convertizoare reversibile cu tiristori de mare putere, cu comutație de impulsuri ; poziționarea hidraulică a cilindrilor de laminare, cu comandă numerică prin echipamente speciale NUMEROM 620 L cu microprocesoare ; comanda suprapusă, realizată în logică liber programabilă cu automate programabile tip AP 101 fabricate de Automatica — SEFA ; măsurarea grosimii benzii cu izotopi radioactivi prin instalații proiectate și livrate de IFIN București (SMG) ; măsurarea tracțiunii în bandă cu instalații speciale produse de CCSIT-Electroputere-Craiova (SMT) ; un complet de sesizori și traductori produs în R.S.R.

Se remarcă concepția modernă a sistemului de automatizare a conducerii procesului, pe două niveluri de automatizare. Nivelul unu este al acționărilor și al sistemelor de reglare automată analogică, cu conducere prin automat programabil, iar nivelul doi este conducerea cu minicalculator de proces, INDEPENDENT 102 F cu interfață pasivă, care realizează reglarea grosimii benzii și alte funcții importante ale ansamblului de automatizare.

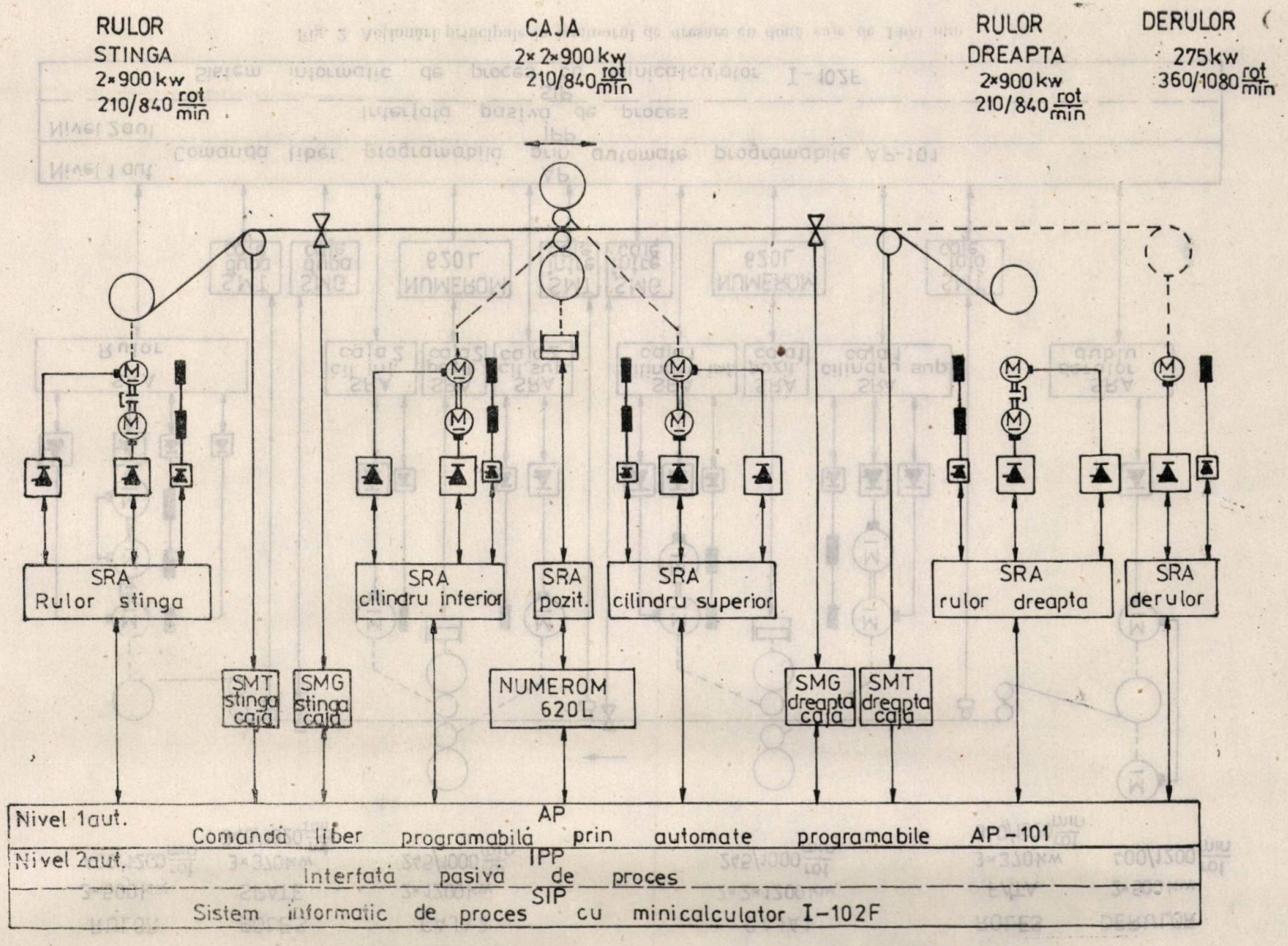


Fig. 1. Acționări principale la laminorul cuarto cu o cajă de 1200 mm

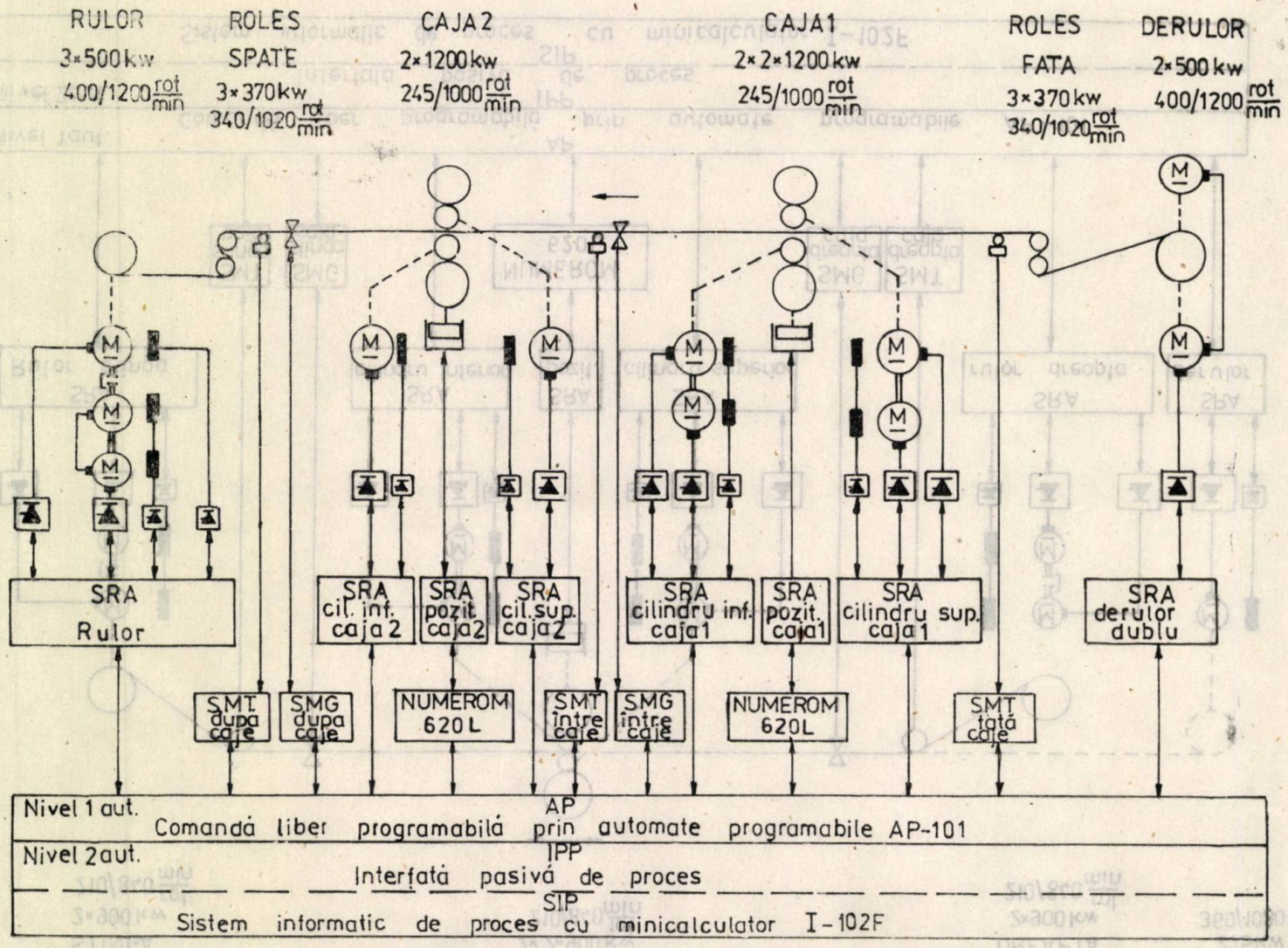


Fig. 2. Acționări principale la laminorul de dresare cu două caje de 1400 mm

Tabelul 1

Denumirea	Anul punerii în funcțiune	Acționări principale	
		Motoare de curent continuu	Sistem de alimentare
I. T. — Roman Laminorul de țevi fără sudură 16	1956	2 × 3 680 kW 750 V 110/220 rpm 1 × 1 840 kW 750 V 375/980 rpm 2 × 880 kW 750 V 400/500 rpm	Bare comune 750 V alimentate de la redresoare monoanodice cu vid întreținut
C.S. — Galați Laminorul de tablă groasă nr. 1	1965	2 × 4 760 kW 850 V 40/80 rpm 2 × 4 760 kW 850 V 50/100 rpm 2 × 1 050 kW 850 V 155/380 rpm	Convertizoare cu tiristori
C.S. — Galați Laminorul slebing	1968	2 × 6 000 kW 700 V 50/80 rpm 2 × 2 000 kW 785 V 65/110 rpm 2 × 1 800 kW 2 × 650 V 200 rpm	Convertizoare cu tiristori
C.S. — Galați Laminorul de benzi la cald 1700	1971	7 × 3 150 kW 750 V 3 × 610 kW 440 V 3 × 610 kW 440 V	Convertizoare cu tiristori
Oțelinox — Tîrgoviște Secția de benzi din inox Laminorul Sendzimir	1976	1 800 k/W, 950 V 290/376 rpm	Convertizor cu tiristori din Japonia
C.M. — Cîmpia Turzii Laminorul de semifabricate	1978	2 × 3 000 kW 600 V 60/120 rpm 3 500 kW 700 V 70/140 rpm 3 500 kW 700 V 80/40 rpm	Convertizoare cu tiristori Marelli — Italia
I. „Laminorul" — Brăila Laminorul de profile	1979	2 × 2 500 kW 750 V 250/500 rpm 1 500 kW 750 V 250/500 rpm 3 × 1 100 kW 750 V 520 rpm	Grup rotativ R.S.R. Convertizoare cu tiristori R.S.R.
C.S. — Galați Laminorul de tablă groasă nr. 2	1979	5 222 kW 1 150 V 40/100 rpm 5 222 kW 1 150 V 40/100 rpm	Convertizoare cu tiristori BBC
C.S. — Hunedoara Laminorul de semifabricate nr. 2	1981	2 × 2 500 kW 750 V 70/140 rpm 6 × 1 600 kW 600 V 290/730 rpm	Convertizoare cu tiristori Marelli — Italia Convertizoare cu tiristori — R.S.C.
C.S. — Galați Laminorul de semifabricate	1981	2 × 2 500 kW 750 V 70/140 rpm 6 × 1 600 kW 600 V 290/730 rpm	Grup rotativ R.S.R. Convertizoare cu tiristori C.K.D. — R.S.C.
C.S. — Călărași Laminorul de profile nr. 1	1981	2 × 2 500 kW 750 V 70/140 rpm 2 500 kW 750 V 70/140 rpm 5 400 kW 900 V 70/140 rpm 5 400 kW 900 V 70/140 rpm	Convertizoare cu tiristori U.R.S.S.
I.M. — Focșani Laminorul de profile mijlocii	1981	2 × 2 500 kW 750 V 250/500 rpm 1 500 kW 750 V 250/500 rpm 3 × 1 100 kW 750 V 520/1 300 rpm	Grup rotativ R.S.R. Convertizoare cu tiristori R.S.R.
I.M. — Iași Laminorul de benzi înguste la cald	1982	2 × 2 500 kW 750 V 70/140 rpm 4 × 1 200 kW 800 V 400/1000 rpm 1 100 kW 750 V 520/1300 rpm 2 × 800 kW 800 V 400/1000 rpm 5 × 700 kW 750/4 400 rpm	Grup rotativ R.S.R. Convertizoare cu tiristori R.S.R.
C.S. — Galați Secția de benzi la rece nr. 2 Laminorul tandem	1987	10 × 2 × 1 600 kW 465 V 300/500 rpm 4 × 630 kW 440 V 400/1 600 rpm	Convertizoare cu tiristori U.R.S.S.
C.S. — Galați Secția de benzi nr. 2 la rece Laminorul cuarto	1987	8 × 900 kW 800 V 210—840 rpm	Convertizoare cu tiristori R.S.R.
C.S. — Galați Secția de benzi la rece Laminorul de dresare	1988	6 × 1 200 kW 800 V 245/1000 rpm 5 × 500 kW 440 V 400/1200 rpm	Convertizoare cu tiristori R.S.R.
C.O.S. — Tîrgoviște Laminorul de benzi la cald	1988	2 × 5000 kW 850 V 47/100 rpm 5 × 2 × 3000 kW 850 V 120/300 rpm 2 × 1 500 k W 750 V 250/500 rpm	Convertizoare cu tiristori R.S.R.

Unele aspecte privind contribuția cheltuielilor de regie la utilizarea eficientă a utilajelor tehnologice de forjare

Conf. dr. ing. S. Badea
Institutul politehnic București

CZ : 66.02 :621.73

Cheltuielile de regie sînt considerate acele cheltuieli care privesc, într-o măsură sau alta, asigurarea mai multor activități, neputîndu-se însă preciza în ce măsură sînt legate de un anumit produs sau de o anumită lucrare. În practica economică, aceste cheltuieli se includ în costuri după anumite criterii convenționale.

Cunoașterea mărimii cheltuielilor de regie și a dinamicii acestora la nivelul unei linii tehnologice de forjare oferă posibilitatea să se stabilească verigile de producție în care se desfășoară activități neeficiente și să se tragă concluziile necesare privind concentrarea atenției pe problemele care dereglează activitatea. În acest fel, pot fi puse în evidență, prin calcularea cît mai exactă a cheltuielilor de regie, fenomenele care duc la nerentabilitate.

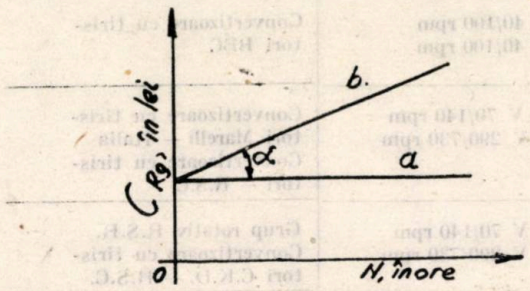


Fig. 1. Variația cheltuielilor de regie C_{Rg} pe o linie tehnologică de matrițare în funcție de numărul orelor de lucru N: a — nivelul cheltuielilor constante C_f; b — curba cheltuielilor variabile $C_{Rg} = C_f - N \operatorname{tg}\alpha$

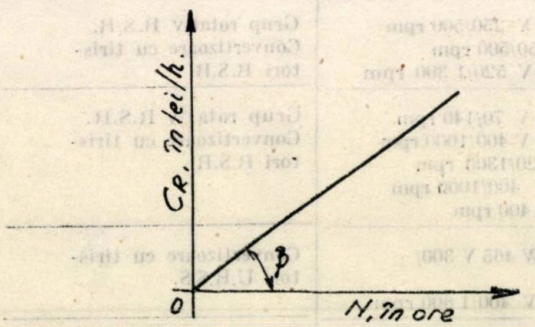


Fig. 2. Variația retribuției medii orare a muncitorilor de pe linia tehnologică de matrițare în funcție de numărul orelor de funcționare ($C_R = N \cdot \operatorname{tg}\beta$)

În funcție de dependența mărimii cheltuielilor de regie față de modificările volumului producției, acestea pot avea un caracter constant (cheltuieli constante notate C_f — curba a, fig. 1) și variabil (curba b, fig. 1).

Întrucît în secțiile de forjă între volumul producției realizate și timpul efectiv de lucru al utilajelor tehnologice există o legătură foarte strînsă, pentru aprecierea cheltuielilor de regie se poate lua în considerare dependența mărimii lor față de timpul efectiv de lucru al utilajelor.

În figurile 1 și 2 sînt reprezentate variațiile ansamblului de cheltuieli de regie C_{Rg}, ale ansamblului retribuțiilor directe C_R în funcție de numărul de ore de funcționare a utilajului tehnologic N. Variațiile prezentate în cele două diagrame au valabilitate cînd abaterile de la utilizarea intensivă rațională a utilajelor nu sînt prea mari.

Raportul dintre mărimea cheltuielilor de regie și mărimea retribuțiilor directe poate fi exprimat astfel :

$$\frac{C_{Rg}}{C_R} = \frac{C_f + N \cdot \operatorname{tg}\alpha}{N \cdot \operatorname{tg}\beta} = \frac{C_f}{N \cdot \operatorname{tg}\beta} + \frac{\operatorname{tg}\alpha}{\operatorname{tg}\beta} \qquad (1)$$

Practic, cheltuielile totale de regie dintr-o secție (C_{RT}) trebuie să includă și amortizările clădirilor, cheltuielile cu asigurarea acestora, cheltuielile cu organizarea muncii etc. Raportul dintre mărimea cheltuielilor de regie la nivelul unei linii de producție și mărimea cheltuielilor de regie la nivelul secției, numit *compensație liniară* și notat cu Q, este dat de relația :

$$Q = C_{RT}/C_{Rg} \qquad (2)$$

Rezultă că raportul dintre mărimea cheltuielilor totale de regie dintr-o secție și mărimea retribuțiilor directe, exprimat în procente și notat cu R_i, este :

$$R_i = Q\left(\frac{C_f}{N \cdot \operatorname{tg}\beta} + \frac{\operatorname{tg}\alpha}{\operatorname{tg}\beta}\right) \cdot 100 \qquad (3)$$

Din relația (3) reiese că trebuie să fie cunoscuți indicatorii tg α, tg β, C_f și N, care pot fi determinați cunoscînd cheltuielile orare medii de regie, retribuția orară medie, normativul cheltuielilor constante și numărul orelor efective de lucru pentru utilaj sau linie tehnologică.

Un alt mod de considerare a cheltuielilor de regie (fig. 3) poate fi exprimat cu relația :

$$C_{Rg1} = N \cdot \operatorname{tg}\gamma \qquad (4)$$

în care tg γ reprezintă cheltuielile normative pe ora de exploatare a liniei tehnologice de forjare. Făcînd raportul dintre C_{Rg1} și C_R se obține :

$$\frac{C_{Rg1}}{C_R} = \frac{N \cdot \text{tg}\,\gamma}{N \cdot \text{tg}\,\beta} = \frac{\text{tg}\,\gamma}{\text{tg}\,\beta} \qquad (5)$$

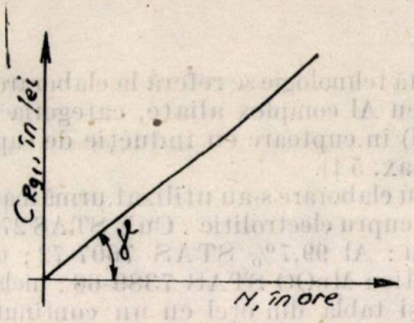


Fig. 3. Variația cheltuielilor de regie C_{Rg}, pe o linie tehnologică de matrițare în funcție de numărul orelor de lucru N ($C_{Rg1} = N \cdot \text{tg}\gamma$)

Luîndu-se în considerare relația (2) se deduce că :

$$R_{i1} = Q \frac{\text{tg}\,\gamma}{\text{tg}\,\beta} \cdot 100 \qquad (6)$$

în care R_{i1} este raportul dintre cheltuielile normate de regie și retribuțiile directe.

Relația (6) impune calculul normativului cheltuielilor de regie tg γ și al cheltuielilor medii orare cu retribuția muncitorilor tg β.

Dacă se analizează factorii externi care influențează desfășurarea procesului de fabricație prin forjare, se constată că variația cheltuielilor de regie nu poate fi o linie dreaptă așa cum arată relația din diagrama prezentată în figura 1 și nici cea dată de ecuația (4). Cu toate acestea cea mai mică abatere de la realitate o dă relația :

$$C_{Rg} = C_f + N \cdot \text{tg}\,\alpha, \qquad (7)$$

care este un model mai avantajos din punct de vedere economic pentru că indicatorii sînt mai stabili față de cei dați de relația (4), care periodic ar trebui să fie recalculați și confruntați cu datele statistice obținute experimental.

Cunoașterea contribuției cheltuielilor de regie din secție la formarea costurilor și deci cunoașterea bugetului regiei individuale raportat la retribuții, pentru fiecare linie tehnologică sau utilaj, devin informații prețioase care determină măsuri organizatorice și tehnice pentru perioadele următoare de plan.

BIBLIOGRAFIE

[1] Haller, H. — Handbuch des Schmiedens, München, 1971.

[2] Galland, H. — *Werkstücksystematic und Teilefamilienfertigung.* Industrie — Anzeiger, Essen, 1963, p. 743.

[3] Pavelek, B. — *Optimizace metod zapustkového kování.* Vüste. Praha. 1968.

[4] * * * — *Dicționar de conducere și organizare.* București, Editura politică, 1985.

REVISTA REVISTELOR

Ogneupori. U.R.S.S., nr. 6, 1987

Modificarea structurii producției de refractare în U.R.S.S., p. 3 — Proprietățile și comportarea compozițiilor periclazocarbonice la arderea oxidantă, p. 8 — Procedee de recristalizare în produsele periclazocarbonice, p. 12 — Optimizarea proprietăților produselor termoizolatoare din corindon, prin metoda planificării experienței, p. 15 — Comportarea unor tipuri de ceramică la încercări în flux de gaze la temperaturi înalte, p. 21 — Studierea proprietăților de deformare a mortarului, p. 24 — Mecanizarea lucrărilor de extracție în carierele de caolin ale combinatului de produse refractare din Velikonadolsk, p. 26 — Obținerea de periclaz, topit în cuptorul termic de prelucrare a minereurilor OKB-955N cu baie triunghiulară, p. 28 — Arderea clincherului cimentului cu conținut mare de alumină în cuptoare rotative, p. 34 — Mecanizarea executării cataramelor pentru prinderea capetelor benzilor de metal pentru ambalaj, p. 36 — Model matematic de încălzire a materialului în strat, în cadrul desfășurării proceselor de descompunere termică a acestuia, p. 37 — Particularitățile uzării căptușelilor camerelor de stingere uscată a cocsului, p. 42 — Comportarea refractarelor în căptușeala instalației de vidare porționată la tratamentul oțelurilor cu crom, p. 44 — Produse din forsterit poroase pentru suflarea metalului cu gaze inerte, p. 47 — Interacțiunea zincului cu elementele metaloceramice în căptușelile cuptoarelor cu curenți de inducție, p. 49 — Unificarea elementelor de construcție pentru căptușelile cuptoarelor electrice de încălzire, p. 51 — Particularitățile folosirii standardului de stat asupra metodei de măsurare a conductibilității termice a refractarelor, p. 53 — Epruvete standard de porozitate și atestarea metrologică a acestora, p. 59.

Cercetări privind turnarea mantalelor valțurilor absorbante destinate industriei de celuloză și hîrtie

Prof. dr. doc. ing. Fl. Oprea,
ing. Al. Ivăneseu,
ing. N. Solomon și
ing. L. Vlas
Universitatea din Galați
ing. L. Harbuz și ing. N. Ciocan
I.M.N. Galați

CZ: 621.746.01:676.1

Considerații generale

Valțurile absorbante care echipează instalațiile din industria de celuloză și hîrtie au ca parte principală o manta din bronz sub formă de sită, care în timpul funcționării este supusă unor solicitări mecanice ridicate în atmosferă corosivă. Realizarea prin turnare a mantalelor valțurilor absorbante, din bronz, necesită punerea la punct a unei tehnologii care să satisfacă următoarele cerințe :

— eliminarea pericolului de formare a retasurilor și a microretasurilor în piesa turnată prin dirijarea procesului de solidificare ;

— micșorarea tendinței de deformare sau de fisurare a piesei sub acțiunea tensiunilor interne ;

— asigurarea pătrunderii în cavitatea formei a unui aliaj curat, lipsit de incluziuni nemetalice ;

— umplerea rapidă și completă a cavității formei, fără ca aliajul să absoarbă gaze în timpul curgerii ;

— eliminarea pericolului de apariție a suflurilor provocate de gazele care iau naștere la contactul aliajului cu forma ;

— utilizarea unor adaosuri de prelucrare și tehnologice mici, avînd în vedere costul ridicat al materialului și al operațiunilor de prelucrare ;

— dezbaterea ușoară a pieselor turnate.

Tehnologia de elaborare a aliajului CuNiAl

Din cauza dificultăților privind aprovizionarea cu Sn și a condițiilor grele de lucru — solicitări mecanice ridicate, atmosferă corosivă, solicitări la uzură etc., s-a înlocuit bronzul cu Sn cu un bronz cu Al aliaj categoria 3RNR cu următoarea compoziție chimică, conform RNR, capitolul A XIII, STAS 198/1-75, % :

Cu	Al	Mn	Ni	Fe	Zn max	Sn max	Pb max
77-82	7-11	0,5-4	3-6	2-6	1	0,1	0,03

Caracteristicile mecanice ale acestui aliaj conform RNR sînt :

R_m, N/mm²	R_{p02}, N/mm²	A_5, %
590	345	16

Bronzul cu Al este un aliaj cu caracteristici mecanice, proprietăți antifricțiune și proprietăți de turnare bune.

Această tehnologie se referă la elaborarea bronzurilor cu Al complex aliate, categoria a treia (CuAlNi) în cuptoare cu inducție de capacitate mică (max. 5 t).

Pentru elaborare s-au utilizat următoarele elemente : cupru electrolitic : CuE STAS 270/1-74 ; aluminiu : Al 99,7% STAS 7607-72 ; mangan electrolitic : MnOO STAS 7389-66 ; nichel electrolitic și tablă din oțel cu un conținut redus de carbon ($C \leqslant 0{,}05\%$) și grosimea maximă de 0,5 mm.

Nu este indicat să se folosească feromangan afinat în locul manganului electrolitic, din cauza impurităților dăunătoare (Si, C, P etc.) care diminuează semnificativ caracteristicile mecanice ale aliajului.

Aluminiul adăugat în limitele 6—10% determină o creștere a rezistenței la rupere la tracțiune cu 5 daN/mm² pentru fiecare procent. Nichelul introdus în aliaj îmbunătățește proprietățile anticorosive și antifricțiune. În stare solidă nichelul se dizolvă în bronzurile cu Al pînă la 5% putînd forma faze noi, de tipul $NiAl_3$, care mărește temperatura de topire. Fierul finisează structura, mărește rezistența și duritatea, dar micșorează fluiditatea bronzului. De asemenea, fierul împiedică recristalizarea fazică a bronzului cu aluminiul.

Manganul introdus în aliaj mărește rezistența, plasticitatea și proprietățile antifricțiune dar micșorează mult fluiditatea.

Bronzurile cu Al se elaborează în mediu neutru sau ușor reducător folosind în calitate de fondanți următoarele materiale : mangal, mangal + NaCl, spărturi de sticlă, spărturi de sticlă + (2—3)% $MnSO_4$; $Na_2B_4O_7$ + NaCl ; $Na_2B_4O_7$ + Na_2CO_3 ; Na_2CO_3 + KOH ; 38% NaCl + 52% CaF_2 ; CaF_2 ; $NaAlF_6$; Na_3AlF_6 + + ZnCl ; sticlă + borax ; KF + Na_3AlF_6 și NaF + KF + AlF_3.

Degazarea se realizează în cuptor cu ajutorul argonului (puritate 99,99%) utilizînd în acest scop tuburi de grafit.

Caracteristicile degazării sînt : presiunea gazului 0,3—0,5 · 10 N/m² ; volumul gazului inert este egal cu de două-trei ori volumul aliajului degazat ; temperatura aliajului 1 200—1 220°C, iar durata degazării minimum 16 min.

Temperatura de evacuare a șarjei a fost cuprinsă între 1 200 și 1 230°C în funcție de : temperatura mediului ; starea termică a oalei de

turnare; temperatura cochilei și temperatura jgheabului de alimentare.

Temperatura optimă a cochilei este de 200—250°C și se poate realiza prin menținerea acesteia sub arzător cca trei ore.

Montarea cochilei pe mașina de turnare centrifugală se va realiza cu cca 5—10 minute înainte de evacuarea șarjei, pentru a se evita arderea vaselinei din rulmenți și blocarea rolelor de antrenare. În funcție de temperatura cochilei și de starea termică a jgheabului de evacuare se va alege temperatura de evacuare a aliajului în domeniul indicat. Zgura de pe suprafața aliajului lichid se va îndepărta intens, utilizînd zgurexul.

Tehnologia de turnare

Pentru obținerea mantalelor din bronz se pot lua în considerare trei variante tehnologice: turnarea în forme clasice; turnarea în forme vidate; turnarea unor segmente ale piesei prin metoda clasică sau centrifugală și sudarea lor ulterioară. Turnarea clasică a segmentelor de 1500 mm lungime nu a dat rezultate bune.

Tabelul 1

Aspecte tehnologice	Turnarea în forme clasice	Turnarea în forme vidate	Turnarea unor segmente ale piesei (metode clasice) și sudarea lor	Turnarea unor segmente ale piesei centrifugal și sudarea lor
Consumul de aliaj	mare	mic	mare	mic
Consumul de amestec de formare	mare	mic	mare	—
Manopera pentru formare, dezbatere și curățire	mare	mică	mare	—
Volumul de prelucrări mecanice	mare	mic	mare	mediu
Dirijarea solidificării	nesatisfăcătoare	foarte bună	bună	foarte bună
Tendința de exfoliere a suprafeței formei și a miezului	medie	foarte mică	mică	mică
Tendința de formare a aderențelor	mare	mică	medie	—
Tendința de formare a sufluriilor exogene	mare	—	medie	—
S.D.V.-uri	simple	complexe	de complexitate medie	complexe

Alegerea variantei tehnologice optime de turnare se poate face după analiza tabelului 1, în funcție de condițiile existente la locul de muncă și de seria de fabricație.

Din analiza efectuată rezultă că turnarea centrifugală a unor segmente ale piesei și sudarea lor este varianta optimă, iar varianta cea mai nesatisfăcătoare este turnarea în forme clasice. La turnarea centrifugală a segmentelor cu lungimea de 1620 mm, un factor determinant în obținerea configurației corespunzătoare a avut-o viteza de rotație. La viteze reduse de rotație, suprafața interioară nu va fi dreaptă, iar metalul nu este antrenat în suficientă măsură de forma care se rotește, iar piesa rezultă cu incluziuni nemetalice. În cazul în care viteza de rotație ar fi prea mare, crește prea mult presiunea metalului lichid, ceea ce duce la apariția crăpăturilor. Pentru calculul turației s-a folosit relația lui Cammen:

$$n = \frac{C}{\sqrt{r}}, \text{ rot/min} \qquad (1)$$

în care: C este un coeficient care depinde de natura aliajului, pentru bronz $C = 267$, iar r este raza suprafeței interioare a piesei, în m.

Turația calculată cu această relație este prea mare, ceea ce a făcut ca sistemul să fie puternic solicitat și să apară vibrații. Avînd ca bază rezultatele obținute la turnarea centrifugală a mantalelor din bronz se propune, pentru determinarea turației, următoarea relație:

$$n = \frac{C_1}{\sqrt{r}}, \text{ rot/min} \qquad (2)$$

în care C_1 este un coeficient care depinde de natura aliajului. Pentru bronzul cu aluminiu utilizat $C_1 = 177-195$.

Din măsurătorile efectuate cu ocazia turnării bucșelor cu lungimi de 1620 mm s-a stabilit timpul optim de turnare: $\tau = (95-100)$ s.

La începutul turnării s-a accelerat adaosul de metal pentru ca repartizarea metalului pe suprafața cochilei să se efectueze cît mai rapid și să se preîntîmpine formarea lipiturilor pe suprafața bucșei turnate. În continuare, viteza de creștere a grosimii stratului a fost mai redusă, deoarece în astfel de situații se creează condiții favorabile pentru solidificarea dirijată, micșorînd presiunea hidraulică pe crusta solidificată și tendința de segregare.

Rezultate experimentale

S-au turnat centrifugal cinci bucșe de $\varnothing 780 \times \times 100 \times 1620$ mm, dintre care ultimele două sînt din aceeași șarjă. În tabelul 2 sînt evidențiate compoziția chimică și caracteristicile me-

Tabelul 2

Data turnării	Compoziția chimică, %						Încercările mecanice pe probe statice				Observații
	Zn	Mn	Fe	Al	Ni	S	R_m, N/mm²	R_p, N/mm²	A_5, %	*HB*	
2.07. 1985	0,06	0,86	4,66	9,44	4,85	0,06	625	212	18	168	cu defecte remediabile, 0 2 %
1.09. 1985	0,04	0,90	4,30	9,10	4,75	—	675	254	32	180	bună
23.09. 1985	0,24	1,10	4,95	9,10	4,90	—	630	250	19	156	fără defecte dar mai mică în grosime
1.03. 1986	0,06	0,91	4,30	9,44	4,80	0,04	680	268	21	172	bună
1.03. 1985	0,09	0,93	4,33	9,45	4,80	0,05	684	271	20	176	bună

canice ale materialului turnat static, precum și observațiile privind calitatea bucșelor turnate.

După cum se poate observa din tabelul 2, patru din cele cinci bucșe au fost fără defecte după prelucrarea mecanică. În figura 1 este prezentată bucșa nr. 4, *a* în stare turnată. Bucșa nr.1 a prezentat defecte remediabile întrucît s-a turnat în condiții necorespunzătoare: temperatura materialului lichid și temperatura cochilei sub valorile corespunzătoare unei bune turnări (tab. 3 și 4). Bucșa nr. 3 s-a realizat din deșeuri de CuNiAl și a rezultat cu o grosime mai mică a peretelui din cauza indicației eronate a cîntarului.

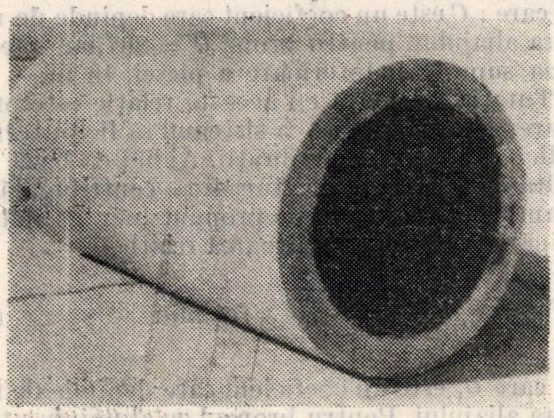


Fig. 1. Bucșa 4, *a* în stare turnată de Ø780×100 mm×1 620 mm

În tabelele 3 și 4 sînt prezentați principalii parametri tehnologici care caracterizează modul de turnare centrifugală a bucșelor de dimensiuni mari, din bronz cu aluminiu aliat.

Scoaterea din mașină a cochilei cu bucșa turnată s-a realizat imediat după oprirea acesteia.

Dezbaterea bucșei s-a făcut după cca 45 min de la terminarea turnării (oprirea mașinii). În aceste condiții se pot turna, din aceeași șarjă, bucșe la interval de cca 1 1/2 h.

Tabelul 3

Greutatea încărcăturii	Durata degazării, min	Temperatura de evacuare, °C	Temperatura jgheabului, °C	Observații
2 510	12	1 180	30	cupru deșeu
2 580	16	1 225	40	,,
2 620	18	1 210	25	,,
	19	1 195	40	șarjă făcută cu
5 340	16	1 220	45	cupru electrolitic

Tabelul 4

Durata tragerii, min	Temperatura cochilei, °C	Durata turnării, s	Durata de funcționare a mașinii după turnare, min	Turația cochiei, rot/min	Observații
4	45	225	11	220	
5	80	177	18	280	
4	90	118	15	300	S-a mărit secțiunea jgheabului de scurgere
6	150	95	15	320	,,
4	220	105	16	320	,,

Realizarea mantalei de Ø 710×80×3010 s-a făcut prin sudarea cap la cap, cu rost prelucrat în V conform STAS 8958-80, a unei bucșe cu $l = 1\,500$ mm, cu două bucșe $l_1 = 755$ mm, de o parte și de cealaltă a celei dintîi, toate bucșele avînd același diametru interior și exterior (fig. 2). Sudarea s-a executat în mediu protector de argon cu electrod nefuzibil (WIG).

Ca electrod s-a utilizat cupral cu următoarea compoziție chimică și proprietăți mecanice: 8,4 % Al; 0,08%Zn; 1,5%Fe; 2,4%Ni; 1,8%Mn rest Cu pînă la 100%; $R_m = 586$ N/mm²; $R_{p0,2} = 294$ N/mm² și $A_5 = 14\,\%$.

În timpul operației de sudare s-a urmărit depunerea de cordoane scurte, alternative, astfel încît să se diminueze pe cît posibil tensiunile interne datorate procesului de sudare. Viteza de depunere a fost mică, ținîndu-se seamă de faptul că materialul de bază are tendință de fisurare la viteze mari de depunere.

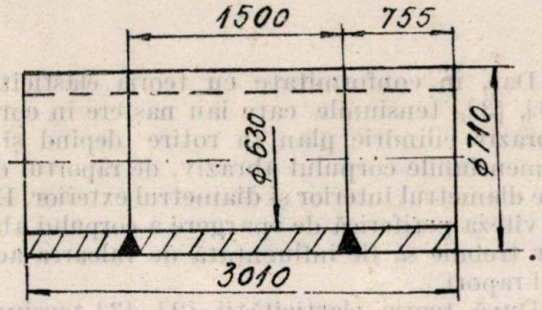


Fig. 2. Modul de asamblare a tronsoanelor

Sudarea s-a efectuat cu preîncălzirea materialului de bază la 50—150°C. Preîncălzirea s-a făcut pe o porțiune de 300 mm de o parte și de alta a rostului de sudare. Gradientul de temperatură nu a depășit 55°C/300 mm. Răcirea s-a făcut lent, pe paturi izolatoare la o viteză maximă de răcire de 50°C/h. După sudare, s-a efectuat un tratament termic de detensionare la 500°C, cu menținere timp de 1 oră pentru fiecare 25 mm grosime, dar nu mai mult de 5 ore. Ca tratamente termice finale recomandabile pentru aceste aliaje, în vederea omogenizării structurii și a îmbunătățirii caracteristicilor fizico-mecanice se pot cita : recoacerea de omogenizare la 620—890°C ; tratamentul de călire la 840—890°C și tratamentul de revenire la 400—450°C.

Durata de menținere a piesei la tratament termic este funcție de grosime, astfel : 1 1/2 ore pentru fiecare cm grosime de perete la încălzirea pentru călire ; 2 ore pentru fiecare cm grosime la recoacere și 1 oră pentru fiecare cm grosime la revenire. Structura piesei este neomogenă, aciculară, bifazică de turnare compusă din soluție solidă α (de culoare deschisă) cu bază de cupru și eutectoid ($\alpha + \gamma_2$) mai întunecat. În structură apar și precipitate de fază Kappa (Fe, Ni) Al_3 în interiorul și la limitele grăunților.

Materialul turnat centrifugal prezintă o rezistență la cavitație mai bună decît bronzul cu staniu.

Concluzii

Bronzurile cu aluminiu aliate cu nichel, fier și mangan se caracterizează printr-o stabilitate excepțională la coroziune (cu excepția acizilor oxidanți și a substanțelor puternic alcaline). În plus, prezintă proprietăți de rezistență la cavitație și antifricțiune asociate cu bune caracteristici mecanice. Aceste considerente justifică alegerea lor pentru confecționarea mantalelor care echipează cilindrii absorbanți necesari industriei de celuloză și hîrtie.

Pe baza experimentărilor făcute se pot indica următoarele prescripții tehnologice care trebuie respectate la turnarea centrifugală a mantalelor de dimensiuni mari din CuNiAl : temperatura minimă a cochilei în momentul turnării este de 150°C ; durata degazării cu Ar la o presiune de 4 bari 16—20 min ; temperatura aliajului la evacuarea din cuptorul cu inducție de 5 t — 1 200—1 230°C ; temperatura minimă a zidăriei oalei — 300°C ; temperatura minimă a jgheabului de alimentare — 40°C ; durata turnării în cochilă — max. 2 min ; durata minimă de funcționare după turnare a mașinii — 15 min ; turația optimă la ∅780 mm—320 rot/min.

BIBLIOGRAFIE

1] Suzana, Gâdea, — *Aliaje neferoase*. București, Ed. Tehnică 1965.

[2] Lucia, Cincă. *Contribuții la studiul posibilităților de îmbunătățire a proprietăților aliajelor Cu—Al din domeniul bifazic prin tratament termic și termochimic*. Teză de doctorat, I. P. București, 1976.

[3] American Society of Metals — Metals Handbook (8th Edition) vol. 8 — Metallography, Structures and Phase Diagrams, Ohio, 1973.

[4] Rostoker, W. Dvorak I. R. — *Interpretation of metallographic structures* (2th Edition) Academic Press — New York, 1977.

Studiul proprietăților mecanice ale corpurilor abrazive

Dr. ing. I. Negrea
I. Carbochim Cluj-Napoca
și ing. Cristina Roșca
I.M.M.R. „16 Februarie" Cluj-Napoca

CZ: 621.921

Principalele tendințe de dezvoltare a operațiilor de rectificare cu corpuri abrazive sînt caracterizate, în general ,prin mărirea preciziei dimensionale și geometrice și prin îmbunătățirea calității superficiale a pieselor rectificate. Astfel, în tehnica modernă, se pot obține următoarele performanțe: o precizie dimensională de pînă la 3—8 μm; abateri de la cilindricitate de maximum 1—2 μm; bătăi în rotire de maximum 0,5—0,6 μm și o rugozitate medie de $Ra = 0{,}32$ μm.

Posibilitatea obținerii unor asemenea rezultate a determinat ca rectificarea să atingă, în tehnologia construcțiilor de mașini, o pondere egală cu aceea a celorlalte operații de prelucrare prin așchiere, cum ar fi: strunjirea, frezarea, alezarea etc.

În acest context, parametrii operației de rectificare au aceeași influență hotărîtoare asupra rezultatului rectificării ca și geometria sculelor așchietoare.

Unul din principalii parametri ai operației de rectificare îl constituie viteza periferică a corpului abraziv. În timpul rectificării, viteza maximă de lucru a corpului abraziv este limitată de mai mulți factori, printre care și rezistența mecanică a acestuia. În corpul abraziv de rotire, sub acțiunea forțelor centrifuge iau naștere tensiuni de întindere care, atunci cînd ating valoarea limită a rezistenței mecanice, produc spargerea corpului abraziv.

În general, se consideră că viteza periferică de spargere a corpului abraziv este determinată numai de proprietățile mecanice ale acestuia. Ca atare, în diferitele standarde de protecția muncii, vitezele periferice de lucru ale corpului abraziv maxim admise sînt diferențiate numai după duritatea corpului abraziv și după tipul liantului.

Astfel, în STAS 6177/69 (revizuit în 1979), vitezele maxime de lucru ale corpului abraziv sînt indicate conform tabelului 1 [1]:

Tabelul 1

Categoria de corpuri abrazive	Lianții ceramici:		
	foarte moi și moi	medii	foarte tari și tari
Cilindric plan STAS 601/1—84	28 m/s	30 m/s	35 m/s

Dar, în conformitate cu teoria elasticității [2], [3], tensiunile care iau naștere în corpul abraziv cilindric plan în rotire depind și de dimensiunile corpului abraziv, de raportul dintre diametrul interior și diametrul exterior. Deci și viteza periferică de spargere a corpului abraziv trebuie să fie influențată de valoarea acestui raport.

După teoria elasticității [2], [3] tensiunile tangențiale, care iau naștere în inele infinit de subțiri în rotire, sînt egale cu:

$$\sigma_{tl} = \gamma/g \cdot v^2 \qquad (1)$$

(cînd $d/D \to 1$); tensiunile tangențiale maxime la diametrul interior al unui corp abraziv se pot calcula cu formula:

$$\sigma_{t\,max} = \gamma/g \cdot v^2 \cdot 1/4 \cdot [3 + \nu + (1 - \nu)(d/D)^2] \qquad (2)$$

iar viteza periferică de spargere se poate calcula cu formula:

$$v_{sp} = \sqrt{g \cdot \sigma_{t\,max}/\gamma} \cdot \sqrt{4/[3 + \nu + (1 - \nu)(d/D)]^2} \qquad (3)$$

unde ν este coeficientul lui Poisson; $g = 9{,}81$ m/s² și γ — greutatea specifică a corpului abraziv.

Din formula (2) reiese că solicitările tangențiale care iau naștere în corpurile abrazive în rotire cresc proporțional cu pătratul raportului dintre diametrul interior și diametrul exterior al corpului abraziv. Ca atare, și viteza periferică de spargere a corpului abraziv va fi cu atît mai mică cu cît este mai mare valoarea acestui raport.

În figurile 1—6 se indică variația tensiunii tangențiale care ia naștere, după teoria elasticității, în corpul abraziv în rotire, în funcție de valoarea diametrului interior, la unele corpuri abrazive de dimensiuni standardizate; aceste tensiuni tangențiale cresc cu 5—10% în cazul cînd valoarea diametrului interior al corpului abraziv crește (de la 50,8 mm la 304,8 mm).

Dar tensiunile generate sub acțiunea forțelor centrifugale în corpurile abrazive în rotire pot fi calculate după teoria elasticității, numai dacă se admite că corpurile abrazive sînt omogene și izotrope, că starea tensională poate fi reprezentată în coordonanțe biaxiale și că există o proporționalitate între tensiunile de comprimare și cele de întindere.

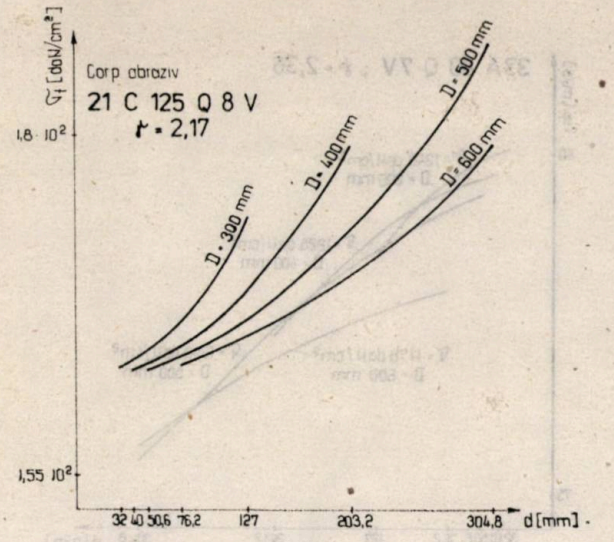


Fig. 1. Variația tensiunilor interne în corpul abraziv 21C 125 Q 8 V în funcție de diametrul interior d (la $v = 30$ m/s)

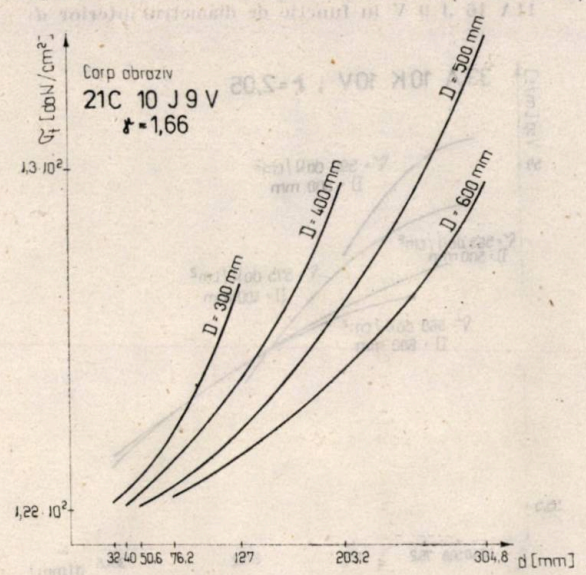


Fig. 2. Variația tensiunilor interne în corpul abraziv 21C 10 J 9 V în funcție de diametrul interior d (la $v = 30$ m/s)

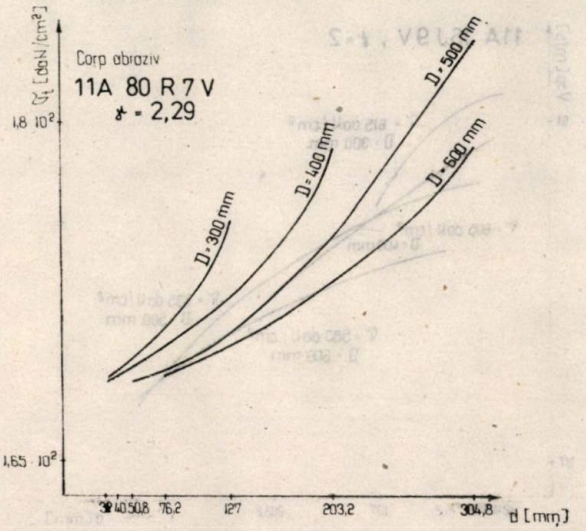


Fig. 3. Variația tensiunilor interne în corpul abraziv 11A 80 R 7 V în funcție de diametrul interior d (la $v = 30$ m/s)

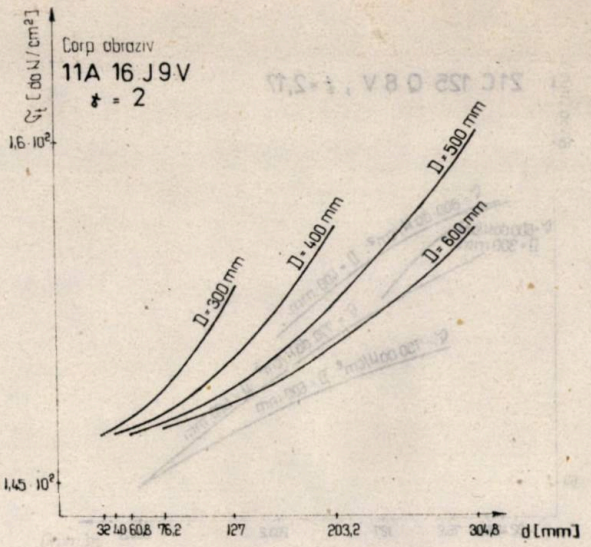


Fig. 4. Variația tensiunilor interne în corpul abraziv 11A 16 J 9 V în funcție de diametrul interior d (la $v = 30$ m/s)

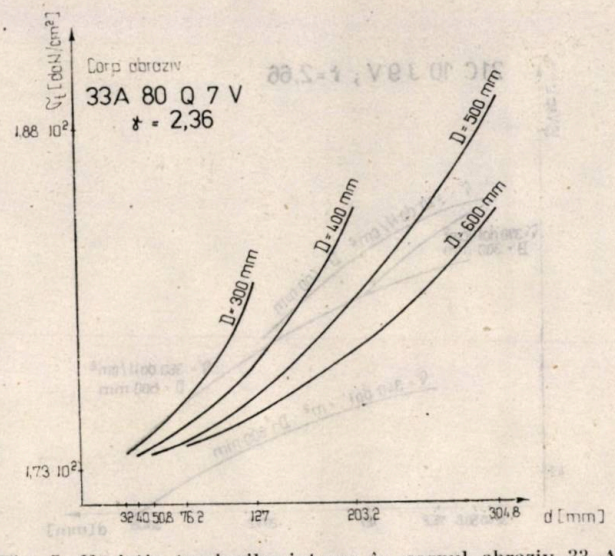


Fig. 5. Variația tensiunilor interne în corpul abraziv 33 A 80 Q 7 V în funcție de diametrul interior d (la $v = 30$ m/s)

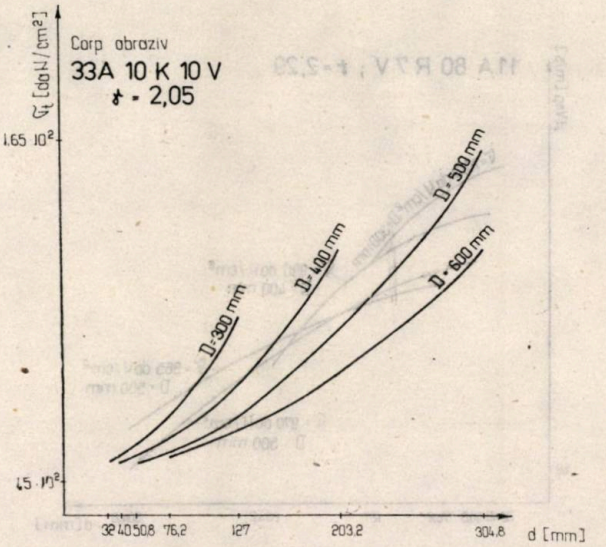


Fig. 6. Variația tensiunilor interne în corpul abraziv 33 A 10 K 10 V în funcție de diametrul interior d (la $v = 30$ m/s)

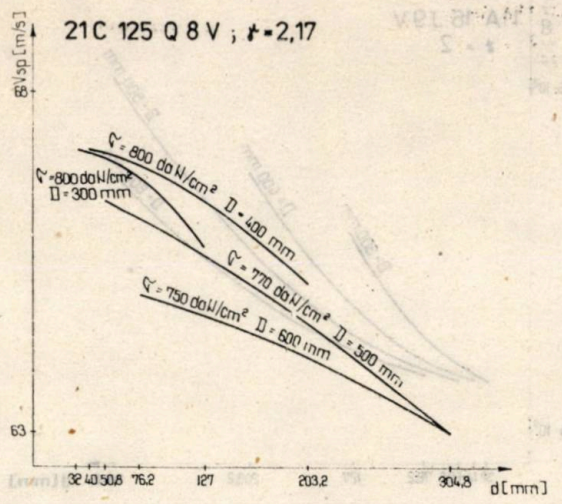


Fig. 7. Variația vitezei de spargere a corpurilor abrazive 21C 125 Q 8 V în funcție de diametrul interior *d*

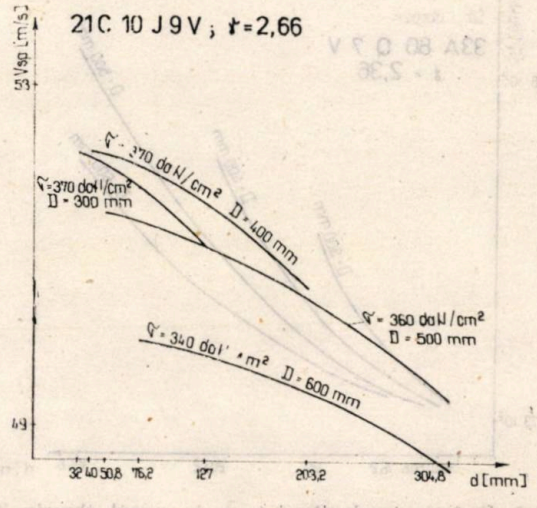


Fig. 8. Variația vitezei de spargere a corpurilor abrazive 21C 10 J 9 V în funcție de diametrul interior *d*

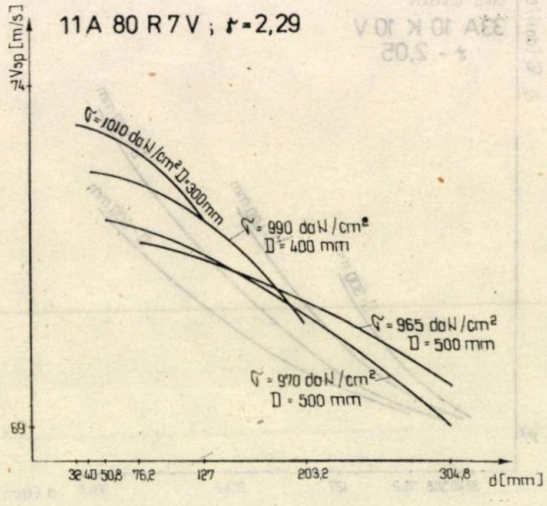


Fig. 9. Variația vitezei de spargere a corpurilor abrazive 11A 80 R 7 V în funcție de diametrul interior *d*

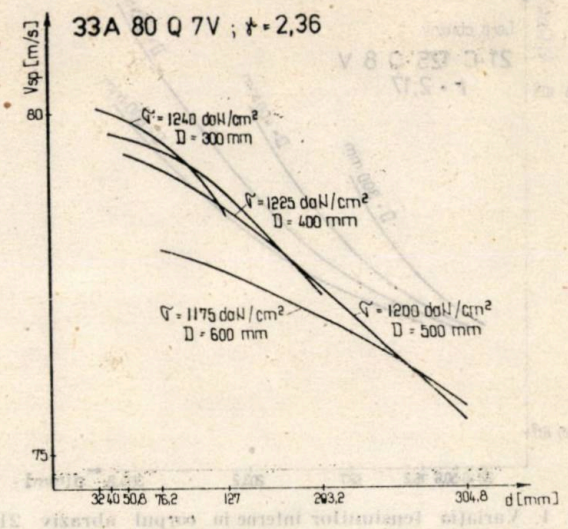


Fig. 10. Variația vitezei de spargere a corpurilor abrazive 11A 16 J 9 V în funcție de diametrul interior *d*

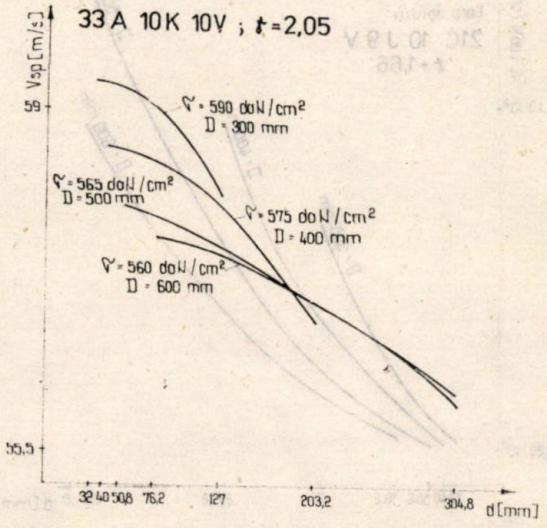


Fig. 11. Variația vitezei de spargere a corpurilor abrazive 33A 80 Q 7 V în funcție de diametrul interior *d*

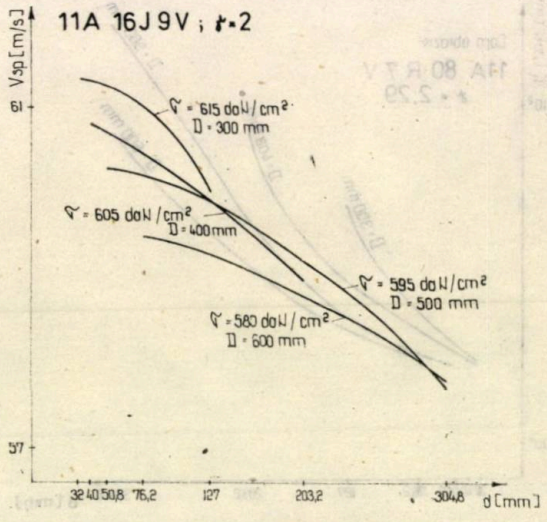


Fig. 12. Variația vitezei de spargere a corpurilor abrazive 33A 10 K 10 V în funcție de diametrul interior *d*

Pentru a verifica dacă relațiile din teoria elasticității sînt aplicabile pentru calculul tensiunilor interne care iau naștere în corpurile abrazive în rotire și al vitezelor periferice de spargere, s-a determinat experimental influența valorii diametrului interior d al corpurilor abrazive cilindrice plane asupra vitezei periferice de spargere.

Pentru aceasta, corpurile abrazive la care s-au reprezentat grafic tensiunile tangențiale calculate pentru viteza de lucru $v = 30$ m/s (fig. 1—6) au fost centrifugate pînă la spargere la un stand de probă (I.P. Cluj-Napoca).

În figurile 7—12 este reprezentată grafic variația vitezei de spargere experimentale în funcție de diametrul interior d al corpurilor abrazive.

Concluzii

Vitezele periferice de spargere ale corpurilor abrazive sînt mai ridicate decît valorile care se pot calcula cu ajutorul relațiilor bazate pe teoria elasticității. Deci, corpurile abrazive în rotire nu se comportă întru totul ca și corpurile omogene, izotrope.

La corpurile abrazive studiate, de fabricație Carbochim, dacă în formula (3), bazată pe teoria elasticității, se introduce un factor de corecție, atunci valorile calculate pentru viteza periferică de spargere se apropie foarte mult de valorile experimentale (abateri de $+3\%$):

$$v_{sp} = \sqrt{g \cdot \sigma_{max}/\gamma} \cdot \sqrt{4/[3+\nu+(1-\nu)(d/D)^2 \cdot \alpha} \quad (4)$$

Acest factor de corecție notat cu α variază în funcție de valoarea raportului dintre diametrul interior și diametrul exterior al corpului abraziv: pentru $0{,}09 < d/D < 0{,}2 - \alpha = 1{,}44$; pentru $0{,}2 < d/D < 0{,}3 - \alpha = 1{,}36$; pentru $0{,}3 < d/D < 0{,}4 - \alpha = 1{,}3$; pentru $0{,}4 < d/D < 0{,}5 - \alpha = 1{,}23$ și pentru $d/D = 0{,}61 - \alpha = 1{,}16$.

Caracteristicile în exploatare ale corpurilor abrazive sînt influențate de valoarea raportului d/D, într-o măsură destul de mare.

Astfel, mărind valoarea diametrului interior d, de la 32 la 127 mm, la corpurile abrazive cu $D = 300$ mm, viteza periferică de spargere scade cu 4%, iar de la 50,8 la 304,8 mm, la corpurile abrazive cu $D = 500$ mm, viteza periferică de spargere scade cu 8,2%.

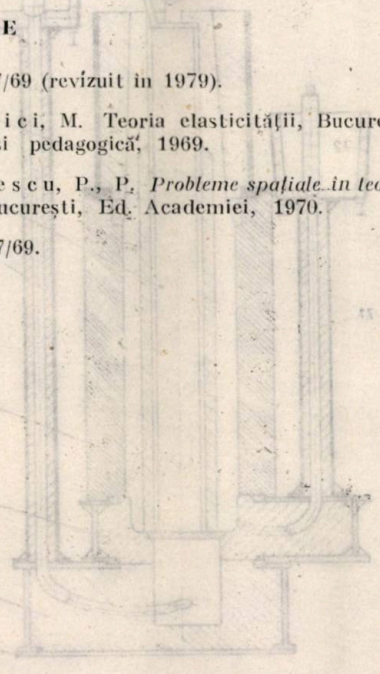
De asemenea, utilizînd un corp abraziv cu diametrul interior $d = 50{,}8$ mm în loc de 304,8 mm (la $D = 500$ mm), viteza periferică maximă admisă de lucru se poate mări de la 30 la 32,5 m/s.

În STAS 6177—69 [4] (revizuit în 1979) se indică diametrele minime ale arborilor mașinilor de rectificare în funcție de diametrul exterior D și grosimea h ale corpului abraziv, pentru corpurile abrazive utilizate la viteze periferice de pînă la 35 m/s, fără să se dea prescripții cu privire la mărcile de oțel din care trebuie să fie confecționați acești arbori.

Dacă se are în vedere faptul că, la un oțel OL 37, $Rc = 3$ daN/mm², iar la un oțel OLC 60 $Rc = 71—75$ daN/mm², atunci este evident că:

— în toate cazurile în care se urmărește obținerea unor randamente de așchiere ridicate prin aplicarea unor viteze periferice mari ale corpurilor abrazive, pentru a asigura condiții depline de securitate în exploatare, trebuie să se prevadă arborii portpiatră la un diametru mai mic dar din oțeluri de înaltă rezistență mecanică;

— este util ca prescripțiile referitoare la valorile minime ale diametrelor arborilor portpiatră să fie corelate cu recomandările privind mărcile de oțeluri din care se confecționează.



BIBLIOGRAFIE

[1] STAS 6177/69 (revizuit în 1979).

[2] Haimovici, M. Teoria elasticității, București, Ed. didactică și pedagogică, 1969.

[3] Teodorescu, P., P. *Probleme spațiale în teoria elasticității*. București, Ed. Academiei, 1970.

[4] STAS 6177/69.

Cercetări privind studiul solidificării cilindrilor de laminor bimetalici, turnați în forme cu miez glisant, prin modelare matematică

Prof. dr. ing. L. Sofroni, dr. ing. C. Bratu
și ing. Fl. Ștefănescu
Institutul politehnic București
ing. F. Schönberger
C.U.G. Iași

CZ: 621.771.07

În lucrare se prezintă rezultatele obținute în cazul modelării matematice a procesului de solidificare a cilindrilor de laminor bimetalici din fontă (750 × 1 700 × × 4 200 mm) cu masa brută de 13 t, obținuți prin procedeul cu solidificare succesivă-intermitentă, cu solidificarea crustei în absența miezului lichid al cilindrului (brevet R.S.R. nr. 87 863).

Tehnologia folosită pentru obținerea cilindrilor bimetalici din fontă este prezentată în figura 1. Ansamblul de formare-turnare se compune din placa de bază (1.0), forma inferioară I (2.0) și forma inferioară II (3.0) care permit alimentarea separată a cavității formei cu cele două fonte. Fonta primară (necesară obținerii crustei cilindrului) se toarnă prin piciorul (7.1) din bazinul cu dop (7.2), iar fonta secundară (necesară obținerii miezului și a fusurilor cilindrului) se toarnă prin piciorul (7.3) din bazinul cu dop (7.4).

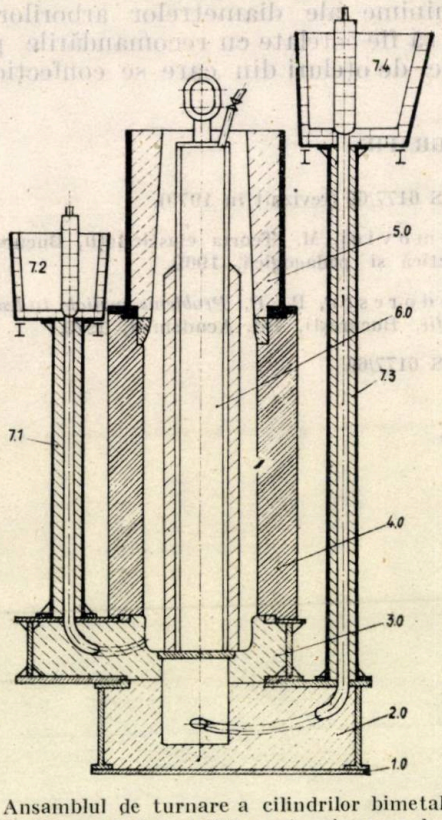


Fig. 1. Ansamblul de turnare a cilindrilor bimetalici de laminor (Ø 750 × 1 700 × 4 200 mm) prin procedeul d plex în forme cu miez glisant depresurizat

Forma metalică (4.0) cu grosimea pereților de 230 mm, după preîncălzirea la 80—120° C și vopsirea ei (vopsea pe bază de grafit, cu grosimea de 0,1—0,3 mm), se asamblează cu forma inferioară II (3.0).

Forma superioară (5.0) asamblată pe forma metalică (4.0) asigură realizarea fusului superior și a maselotierei, care trebuie să permită și extragerea miezului glisant (6.0).

Miezul glisant (6.0), cu diametrul de 580 mm, se realizează printr-o armătură tubulară din oțel (închisă și legată la o instalație de vidare) pe suprafața căreia se depune un amestec (6.1) compus din, % : 98 nisip cuarțos, 1 rășină furanică și 1 acid benzensulfonic care, după întărire, se vopsește cu 2—4 straturi de vopsea refractară, sub influența depresiunii.

Forma asamblată (fig. 1) dă posibilitatea turnării celor două fonte la diferite intervale de timp în funcție de temperatura de turnare și de compoziția acestora, iar miezul separator glisant și depresurizat (vidat) este împins de fonta secundară și tras cu ajutorul unui dispozitiv de ridicare-ghidare pe verticală.

Modelul matematic al procesului de solidificare are la bază ecuația diferențială generală a conducției termice în regim nestaționar cu sursă internă de căldură :

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \operatorname{div} (\lambda \operatorname{grad} T) + q_i, \qquad (1)$$

în care : ρ este densitatea aliajului ; c — căldura specifică ; T — temperatura ; t — timpul ; λ — conductivitatea termică ; q_i — sursa internă de căldură (căldura latentă de solidificare L).

În cazul unei piese cilindrice, ecuația (1) scrisă în coordonate polare este de forma :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c \cdot \rho} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{L}{c \cdot \rho}. \qquad (2)$$

care se transformă într-o ecuație în funcție de entalpie, care conține și valoarea căldurii latente de solidificare :

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right). \qquad (3)$$

Secțiunea piesei se împarte într-un număr n de noduri, primul nod fiind amplasat la o distanță $\frac{\Delta r}{2}$ de centru.

Între raza cilindrului și numărul de noduri există relația :

$$r = (2n - 1)\frac{\Delta T}{2} \qquad (4)$$

Pentru cele două tipuri de noduri se scrie ecuația diferențială (3), $H = f(T, r, t)$; sub formă de diferențe finite :

— pentru noduri interioare :

$$H_{n,t+1} = H_{n,t} + \frac{\lambda \cdot \Delta T}{\rho}\left[\frac{T_{i+1} + T_{i-1} - 2T_i}{(\Delta r)^2} + \right.$$

$$\left. + \frac{1}{2n-1} \cdot \frac{T_{i+1} - T_{i-1}}{(\Delta r)^2}\right]; \qquad (5)$$

— pentru noduri de suprafață :

$$H_{n,t+1} = H_{n,t} + \frac{2\lambda \cdot \Delta T}{\rho(\Delta r)^2}\left[(T_{i-1}^{-T}) - \right.$$

$$\left. - \frac{\Delta l \cdot W}{\lambda}\left(1 + \frac{1}{2n-1}\right)\right] \qquad (6)$$

La relațiile (5) și (6) se adaugă condițiile de stabilitate :

— pentru noduri interioare :

$$\Delta t \leqslant \frac{1}{2a}(\Delta r)^2 ; \qquad (7)$$

— pentru noduri de suprafață :

$$t \leqslant \frac{1}{2a\left[\frac{1}{(\Delta r)^2} + \frac{1}{\Delta r} \cdot \frac{W}{\lambda}\left(1 + \frac{1}{2n-1}\right)\right]} \qquad (8)$$

în care $a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}$ este coeficientul de difuzivitate termică.

Fluxul de căldură W se calculează cu relația :

— în cazul cînd între cilindru și formă căldura se transmite prin conducție :

$$W = \lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial n} = \lambda_2 \frac{\partial T^2}{\partial n} \qquad (9)$$

— în cazul cînd se formează interstițiu și căldura se transmite prin radiație :

$$W = \varepsilon_{p-f} \cdot \sigma\,(T_p^4 - T_f^4). \qquad (10)$$

în care : ε_{p-f} este coeficientul de emisivitate reciprocă între piesă și formă ; σ — constanta de radiație a corpurilor negre ($\sigma = 5{,}7$ W/m$^2 \cdot$K^4), iar T_p, T_f — temperatura absolută a suprafeței piesei, respectiv a formei.

Relațiile (5) — (10) au fost rezolvate pe calculator, iar schema bloc a modelului solidificării este prezentată în figura 2.

În vederea efectuării calculelor, se introduc următoarele date inițiale în calculator :

Caracteristicile geometrice :

— raza interioară a formei metalice : 0,39 m ;
lungimea interioară a formei metalice : 1,80 m ;

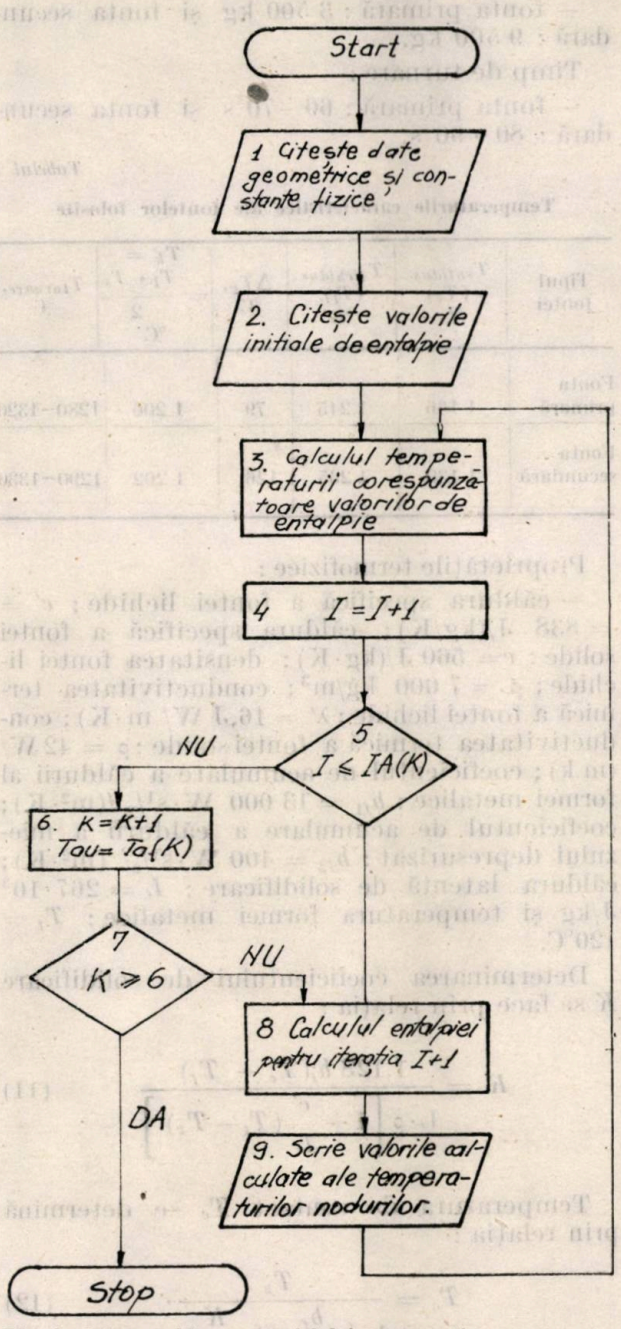


Fig. 2. Schema bloc a modelului matematic, pentru studiul solidificării

raza exterioară a miezului separator : 0,29 m ; grosimea cavității pe rază : 0,10 m ; grosimea minimă a crustei : 0,04 m ; distanța, pe rază, dintre noduri : $\Delta r = 10$ mm.

Caracteristicile fizico-chimice ale fontelor :

Compoziția chimică :

— fonta primară, % : C = 3,1 ; Si = 0,9 ; Mn = 0,5 ; P = 0,2 ; S = 0,05 ; Cr = 1,2 ; Ni = = 3,7 ; Mo = 0,4 ; Sc = 0,86 ;

— fonta secundară, % : C = 2,9 ; Si = 1,25 ; Mn = 0,6 ; P = 0,10 ; S = 0,06 ; Cr = 0,3 ; Ni = 0,4 ; Mo = 0,10 ; $S_c = 0{,}76$.

Cantitatea :

— fonta primară : 3 500 kg și fonta secundară : 9 500 kg.

Timp de turnare :

— fonta primară : 60—70 s și fonta secundară : 80—90 s.

Tabelul 1

Temperaturile caracteristice ale fontelor folosite

Tipul fontei	$T_{solidus}$ (T_s), °C	$T_{lichidus}$ (T_l), °C	ΔT_k, °C	$T_k = \frac{T_l + T_s}{2}$, °C	$T_{turnare}$, °C
Fonta primară	1 166	1 245	79	1 206	1280—1320
Fonta secundară	1 139	1 265	126	1 202	1290—1330

Proprietățile termofizice :

— căldura specifică a fontei lichide : $c' = 838$ J/(kg/K) ; căldura specifică a fontei solide : $c = 560$ J/(kg·K) ; densitatea fontei lichide ; $\rho = 7\,000$ kg/m³ ; conductivitatea termică a fontei lichide : $\lambda' = 16$,J W/ m·K) ; conductivitatea termică a fontei solide : $\rho = 42$ W/ (m.k) ; coeficientul de acumulare a căldurii al formei metalice : $b_{f1} = 13\,000$ W·s$^{1}/_{2}$ /(m²·K) ; coeficientul de acumulare a căldurii a miezului depresurizat : $b_{f2} = 400$ W·s$^{1}/_{2}$/ (m²·K) ; căldura latentă de solidificare : $L = 267 \cdot 10^3$ J/kg și temperatura formei metalice : $T_f = 120$°C.

Determinarea coeficientului de solidificare K se face prin relația :

$$K = \frac{1{,}128\, b_f (T_c - T_f)}{L \cdot \rho \left[1 + \frac{c'}{L}(T_t - T_k)\right]} \qquad (11)$$

Temperatura de contact T_c se determină prin relația :

$$T_c = \frac{T_k}{1 + \frac{b_f}{b_m} erf \frac{K}{2\sqrt{a_m}}}. \qquad (12)$$

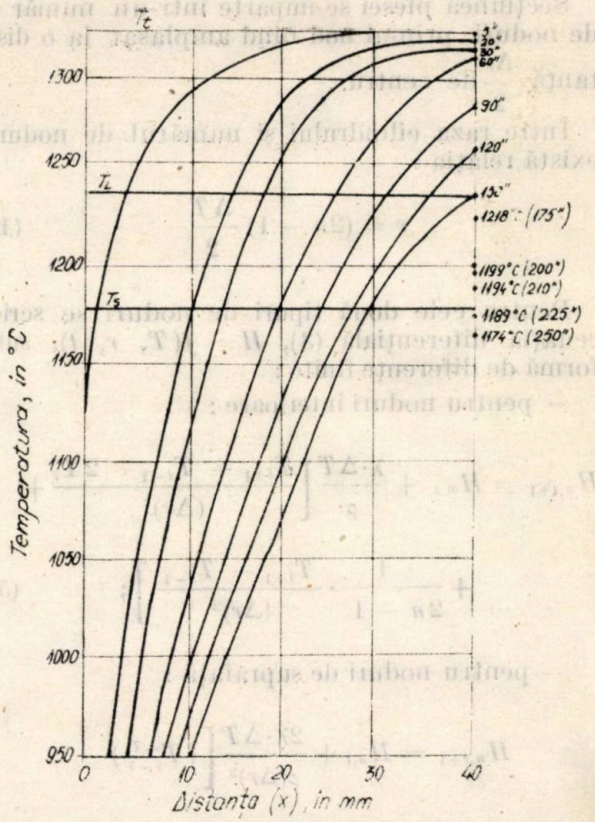


Fig. 3. Timpul de temperatură în crusta cilindrului

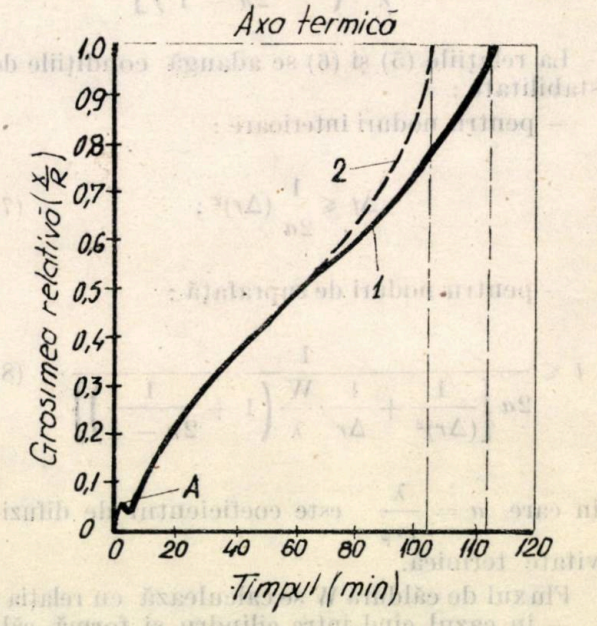


Fig. 4. Avansarea frontului de solidificare în cazul procedeelor duplex (1) și simplex (2)

Scăderea de temperatură a fontei primare în timpul turnării se calculează cu expresia :

$$\Delta T = \frac{1{,}128\, b_f (T_t - T_f)}{\rho \cdot c \cdot R_{fm}} \sqrt{t_t}, \qquad (13)$$

în care : R_{fm} este raza formei metalice, iar t_t este timpul de turnare.

Pe baza modelului matematic (5)—(10) s-a determinat atît cîmpul de temperatură în crusta cilindrului pentru fonta primară (fig. 3) cît și modul de avansare a frontului de solidificare (fig. 4). Rezultă că intervalul de timp între sfîrșitul și începutul turnării fontei secundare trebuie să fie de 120—150 s pentru a se putea extrage miezul separator glisant. În acest timp se solidifică un strat de 28—30 mm din crustă, iar pe miez se solidifică un strat de 2—5 mm. Frontul de solidificare avansează succesiv circa 240 s, moment în care se termină turnarea fontei secundare (punctul A din figura 4) după care are loc o retopire a crustei și o nouă avansare a frontului de solidificare. Timpul de solidificare este de 125 minute în cazul procedeului duplex și de 105 minute în cazul procedeului simplex.

Cu ajutorul relațiilor (10)—(12) s-au determinat coeficientul de solidificare și scăderea de temperatură pe înălțimea cilindrului. Rezultă că, pe înălțimea formei de turnare, coeficientul $K = (2{,}5 - 3{,}2) \cdot 10^{-3}$ m/s$^{1/2}$ este variabil deoarece temperatura fontei primare scade în timpul turnării cu circa 50° C. Calculele și determinările practice, efectuate pentru un lot de cilindri, demonstrează că se pot obține cilindri bimetalici din fontă, cu grosime uniformă de crustă și o zonă de trecere, dacă se respectă parametrii procesului tehnologic de turnare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dardel, Y. — *La transmission de la chaleur au cours de la solidification, du réchauffage et de la trempe de l'acier.* Revue de Métallurgie, Franța, 1963.

[2] Tripșa, I. — *Optimizarea proceselor de turnare, solidificare și încălzire a lingourilor de oțel.* București, Editura Tehnică, 1975.

[3] Rudlle, R. I. — Zatverdevanie otlivok, Moscova, Mașghiz, 1960.

[4] Samoilovici, Iu. A. — Formirovanie slitka. În: Metallurghiia, U.R.S.S., 1977.

[5] Kitaev, E. M. — Zatverdevanie stalnih otlivok. În: Metallurghia, U.R.S.S., 1982.

[6] Koteșov, N. P., Kolesnik, V. D. — *Matematiceskaia model protessa zatverdevaniia prokatnih valkov.* În: Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., 1985, nr. 7, p. 132—136.

[7] Kevin, J. K. ș.a. — *Computer Simulation of the Permanent Mold Process.* În: Modern Casting, Anglia, 1986, p. 29—32.

[8] Koteșov, N. P. ș.a. — *Matematiceskaia model protessa zatverdevaniia otlivok v slojnih țilindriceskih formah.* În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 5, 1977, p. 2—3.

[9] Koteșov, N. P., Hricikov, V. E. — *Nomogrami prodoljitelnosti zatverdevania i ohlajdenia valkov.* În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 2, 1984, p. 19.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 6, 1987

Experiența reparării bateriilor de cocsificare la uzinele cocsochimice, p. 9 — Perfecționarea complexă a tehnologiei de cocsificare în scopul creșterii producției de cocs și al îmbunătățirii calității acestuia, p. 13 — Prognoza rezistenței mecanice a cocsului pe baza parametrilor chimici și petrografici ai încărcăturilor de cărbuni, ținînd seamă de regimul de cocsificare al acestora, p. 15 — Influența conținutului de microelemente asupra capacității reactive a semicocsului din cărbuni bruni, p. 22 — Influența structurii poroase a cărbunilor activați asupra activității dinamice la benzen, p. 24 — Influența construcției tijei de planare asupra conservării zidăriei cuptoarelor cu camere de la bateriile de cocsificare, p. 36 — Dispozitiv de distribuție a gazelor pentru aparatele cu schimb de căldură și masă, p. 37 — Căi de perfecționare a pregătirii și efectuării reconstrucției întreprinderilor cocsochimice, p. 39 — Îmbunătățirea decontărilor cu furnizorii de cărbuni cocsificabili, p. 43 — Îndepărtarea substanțelor volatile toxice din apele reziduale, p. 52.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 6, 1987

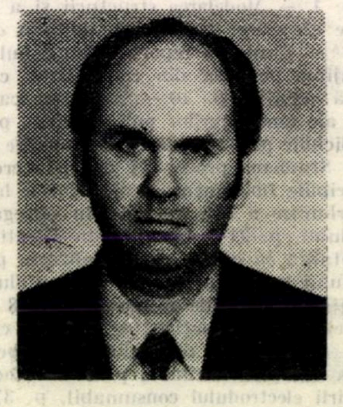
Rezultatele creșterii ponderii fierului vechi în convertizorul cu oxigen de la 20 la 40%, p. 201 — Tratamentul în oală al oțelurilor rezistente la coroziune prin insuflare de praf, p. 203 — Utilizarea hidrogenului la azotarea topiturilor din oțel special, p. 207 — Alegerea zgurelor cu conținut de var în vederea defosforării topiturilor de oțel, p. 211 — Unele aspecte privind termodinamica și cinetica de reacție în metalurgia plasmei, p. 214 — Cercetări metalurgice privind comportarea sulfului în zgurele $CaO-Al_2O_3$ la 1833 K, p. 219 — Dezvoltarea procesului pentru cuptoarele Martin și comanda prin minicalculatoare, p. 219 — Principii metalurgice ale fabricării blocurilor mari pentru forjare, p. 223 — Turnarea electrică sub zgură a blocurilor pentru forjare mari, în etape, p. 227 — Gurile de vînt premontate contribuie la accelerarea recăptușirii furnalelor mari, p. 231 — Perspectivele căptușelii convertizoarelor cu oxigen, p. 232 — Omogenizarea aliajelor nichel-cupru, p. 232.

Iz. VUZ — Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 5, 1987

Calculul termodinamic al activității beriliului în topiturile de fier, p. 1 — Modelarea structurii și a proprietăților termodinamice ale siliciei lichide prin metoda dinamicii moleculare, p. 5 — Studierea repartizării cîmpului de temperatură la prăjirea peletelor din concentrate cu compoziție granulometrică diferită, p. 10 — Studierea caracteristicilor gazodinamice ale amestecurilor pulverulente, p. 12 — Drenarea fontei lichide prin zgurele cu compoziție chimică diferită, p. 16 — Studierea procesului de reducere a siliciului, p. 18 — Principiile fundamentale ale teoriei hidrogazodinamice de decarburare a băii metalice în agregatele de elaborare a oțelului, p. 21 — Greutăți în identificarea incluziunilor nemetalice ca centre de cristalizare, p. 25 — Comportarea azotului pe parcursul elaborării oțelurilor de calitate în diferite agregate de elaborare, p. 28 — Gradul de oxidare a oțelurilor cu conținut scăzut de carbon, necalmate, p. 32 — Conducerea regimului de temperatură a oțelului lichid la turnarea continuă, p. 35 — Modelarea matematică a topirii electrodului consumabil, p. 37 — Influența stadiului condensat asupra îndepărtării azotului, p. 41 — Reglarea profilului și a formei benzii, în caja cu un singur cilindru de acționare, p. 43 — Dilatarea la laminarea benzii în cimp de temperatură neuniform, p. 47 — Condiții de dezvoltare a deformațiilor tangențiale la forjarea semifabricatelor în ciocane în trepte, p. 50 — Influența frecării asupra parametrilor procedeului de extrudare inversă, p. 53 —

Schimbul de căldură dintre sculă și semifabricat în cadrul procesului de deformare plastică a metalului, p. 57 — Parametrii cinematici ai laminării plate a benzilor bimetalice, p. 61 — Formulă unică pentru calcularea modificării formei la forjarea cu ciocane plane, p. 63 — Influența regimurilor de încălzire pentru laminare asupra proprietăților și structurii oțelului SH15, p. 69 — Optimizarea regimului de reducere a grosimii în cadrul sistemelor automatizate de comandă a proceselor tehnologice pentru liniile de laminare a tablelor groase la toleranțe negative, p. 72 — Obținerea de țagle pentru țevi la formarea gazostatică, p. 79 — Studierea influenței principalilor factori tehnologici asupra preciziei centrării semifabricatelor, p. 82 — Influența concentrației și a gradului de dispersie a emulsiilor asupra eficienței acestora în cazul laminării la rece, p. 84 — Calcularea tabelului de laminare și a productivității agregatelor pentru laminarea țevilor 50—200, cu ajutorul calculatorului electronic, p. 87 — Cercetarea intervalelor dintre subansambluri în fierul amorf și modelarea pe calculator electronic, p. 91 — Formarea structurii în aliajele din sistemul samariu-cobalt, obținute prin metoda reducerii directe, p. 95 — Textura oțelului laminat deformat la cald în ciclul tratamentului termomecanic la temperaturi înalte, p. 100 — Descompunerea feritei din oțelurile inoxidabile austenito-feritice cu azot, p. 106 — Optimizarea regimurilor de fixare termică a semifabricatelor cu miez, cu ajutorul calculatorului electronic, p. 108 — Căldura specifică a compușilor intermetalici NiTi și CoTi la temperaturi de 78—273 K, p. 112 — Calculul aproximativ al eforturilor de compactare a formelor de turnare crude, p. 114 — Particularitățile filtrării forțate a gazului pentru amestecul de formare, p. 116 — Jet izotermic turbulent în cameră cilindrică, p. 120 — Jeturi plate ca sistem de menținere a cilindrilor în stare de suspensie, p. 124 — Examinarea regimurilor de rupere a jetului de suflare, la trecerea prin topitură, p. 128 — Studierea cîmpurilor de temperatură a zonei de reacție, p. 134 — Modelarea prin imitație a efectuării experiențelor active și pasive la cercetările cuptoarelor metalurgice, p. 138 — Optimizarea graficului zilnic de elaborare a oțelului după criteriul siguranței, p. 142 — Viscozitatea zgurelor eterogene cu conținut de combustibil, p. 145 — Metodă de elaborare a unor noi regimuri tehnologice de elaborare în furnal pe baza complexului de modele matematice, p. 146 — Caracteristicile pericolului de explozie a amestecurilor exoterme utilizate la turnarea continuă a oțelului, p. 147 — Particularitățile tehnologice ale procedeului în două etape cu încălzirea încărcăturii cu arzător, cu gaze și oxigen, în cuptor cu plasmă, p. 148 — Termodinamica topiturilor de oxizi și fluorură, p. 148 — Rezolvarea problemelor de teorie a laminării, prin metoda modificării sistemelor inerțiale de referință, p. 149 — Utilizarea oscilațiilor radiale cu ultrasunete la intensificarea procesului de trefilare a produselor compozit, p. 150 — Cauzele durității scăzute la cald a oțelurilor rapide fără wolfram cu 3% Mo, p. 151 — Influența deformării preliminare a oțelurilor din pulberi asupra descompunerii prin difuzie a austenitei, p. 152 — Examinarea proprietăților de oxidare a produselor de ardere din diferite tipuri de combustibil, p. 153 — Metodica stabilirii temperaturilor și a fluxurilor de căldură din peretele cristalizorului, p. 154 — Modelarea matematică a arcului ca sursă de radiații, p. 155 — Elaborarea unor regimuri optime de încălzire a tablei groase cu menținerea căldurii de la caldul de laminare, p. 156 — Modelarea încălzirii metalului din încărcături cu mai multe rînduri, p. 157.

OPRIȘ CONSTANTIN



Dr. ing. Opriș Constantin, *eminent specialist metalurg, a încetat din viață la data de 16.09.1987.*

Activitatea sa profesională a început o în anul 1956 la Întreprinderea „23 August" București — turnătoria de oțel.

În aceeași unitate a devenit șeful Laboratorului central și director al Fabricii de piese turnate și forjate.

Aportul său la rezolvarea multiplelor probleme pe care le-a ridicat fabricația complexă din cadrul Întreprinderii „23 August" a fost hotărîtor.

După o bogată activitate profesională și obștească și-a cîștigat stima și aprecierea colegilor săi de muncă din întreprindere.

Începînd din anul 1978 a devenit inginer șef concepție la Întreprinderea Turbomecanica din București, unde pe baza vastei sale experiențe a realizat una dintre cele mai moderne secții de tratamente termice.

Activitatea profesională și-a continuat-o începînd din anul 1985 la ICSIT-PSCM-București în cadrul compartimentului CTE în care și-a adus contribuții hotărîtoare la rezolvarea unor multiple probleme pe care le ridică fabricația de piese turnate și forjate din oțel.

Prin dispariția sa prematură, dr. ing. Constantin Opriș a lăsat în urma sa regretele celor care l-au cunoscut ca om cu înalte virtuți morale și l-au apreciat pentru calitățile sale profesionale.

TÎRGUL LEIPZIG

Republica Democrată Germană

Centrul comercial mondial Leipzig vă oferă într-un singur loc și în numai șapte zile :

- **Tratative în domenii reprezentative ale industriei R.D.G.**
- **Încheierea de afaceri și contacte cu parteneri comerciali din întreaga lume**
- **Informații și tehnologii de înaltă productivitate în ramura industrială care vă interesează**

Tema Tîrgului Leipzig 1988 : **„Aparatură de măsură, control și reglare integrată sistemelor de producție – calea spre creșterea eficienței"**

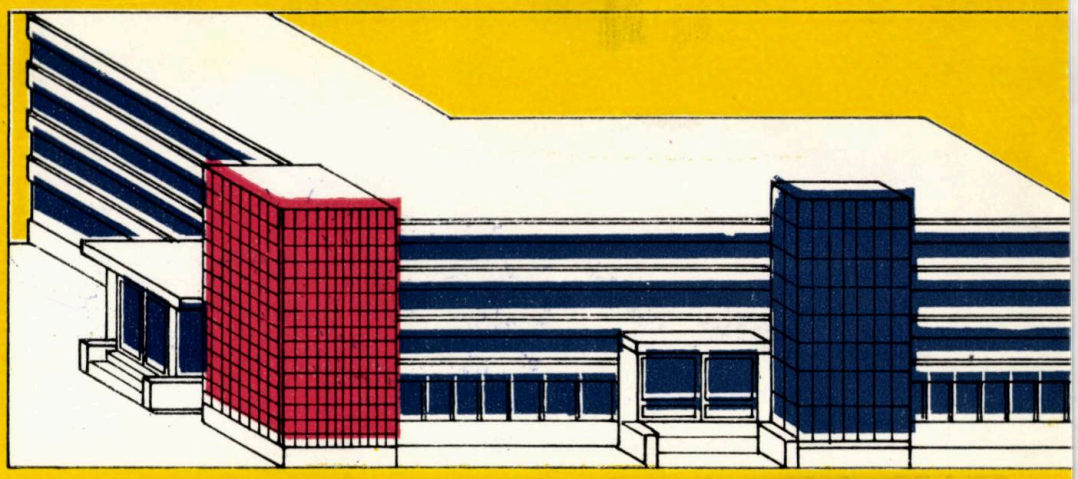
Pentru comerț internațional și progres tehnic !

Invitații pentru Tîrg și informații puteți obține la O.N.T. Carpați sau la Reprezentanța Comercială a Ambasadei R.D.G. în R.S.R., str. Dumbrava Roșie nr. 4, București.

O.N.T. Carpați organizează călătorii pentru grupe de experți cu participare gratuită la conferințele de specialitate și la vizitarea Tîrgului cu ghizi specializați.

de la 13.3. la 19.3.1988

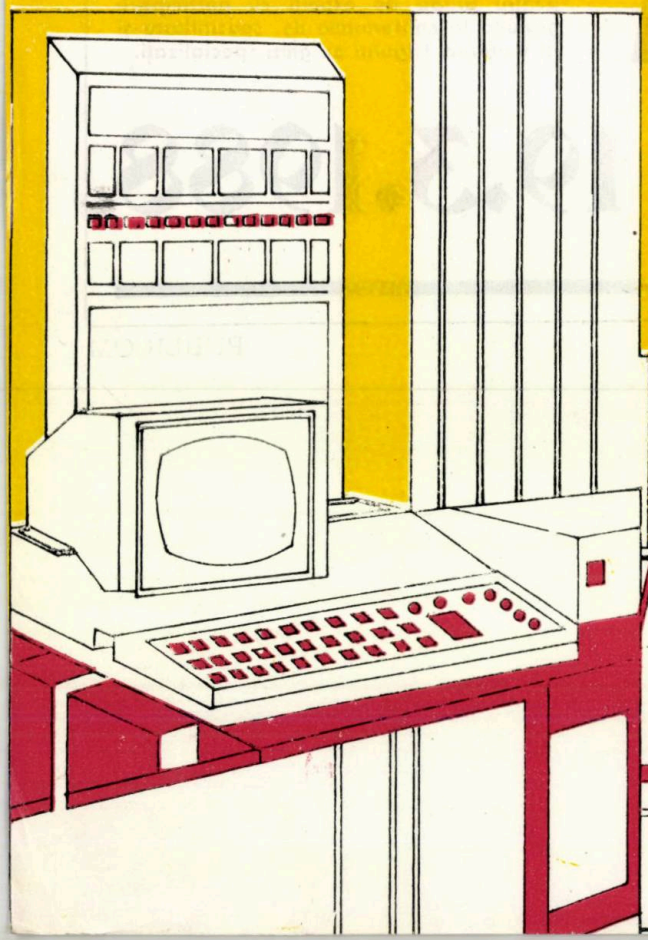
PUBLICOM

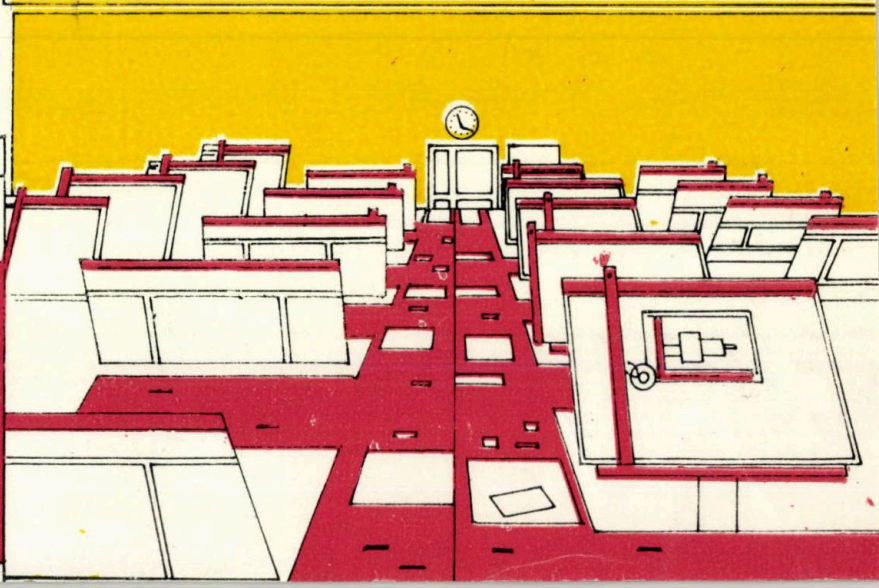


Centrul de cercetare-proiectare de fabricație pentru instalații metalurgice Aiud

- CERCETĂRI APLICATIVE PENTRU TEHNOLOGII ȘI UTILAJE NOI
- TEHNOLOGII LA CALD ȘI LA RECE PENTRU UTILAJE METALURGICE
- PROIECTE DE UTILAJE ȘI INSTALAȚII PENTRU INDUSTRIA METALURGICĂ
- PROIECTE DE REPARAȚII CAPITALE PENTRU UTILAJE ȘI CONSTRUCȚIILE DIN DOTARE INCLUSIV CELE ÎN REGIM I.S.C.I.R.
- PROIECTE DE ACȚIONĂRI ELECTRO ȘI HIDROPNEUMATICE
- STUDII DE ORGANIZARE A PRODUCȚIEI ȘI A MUNCII SPECIFICE FABRICAȚIEI DE UTILAJE METALURGICE
- ALTE LUCRĂRI

STR. VULCAN 2-10
COD. 3325 AIUD-JUD ALBA
TEL. 968/61793
TELEX : 36713





E 3280

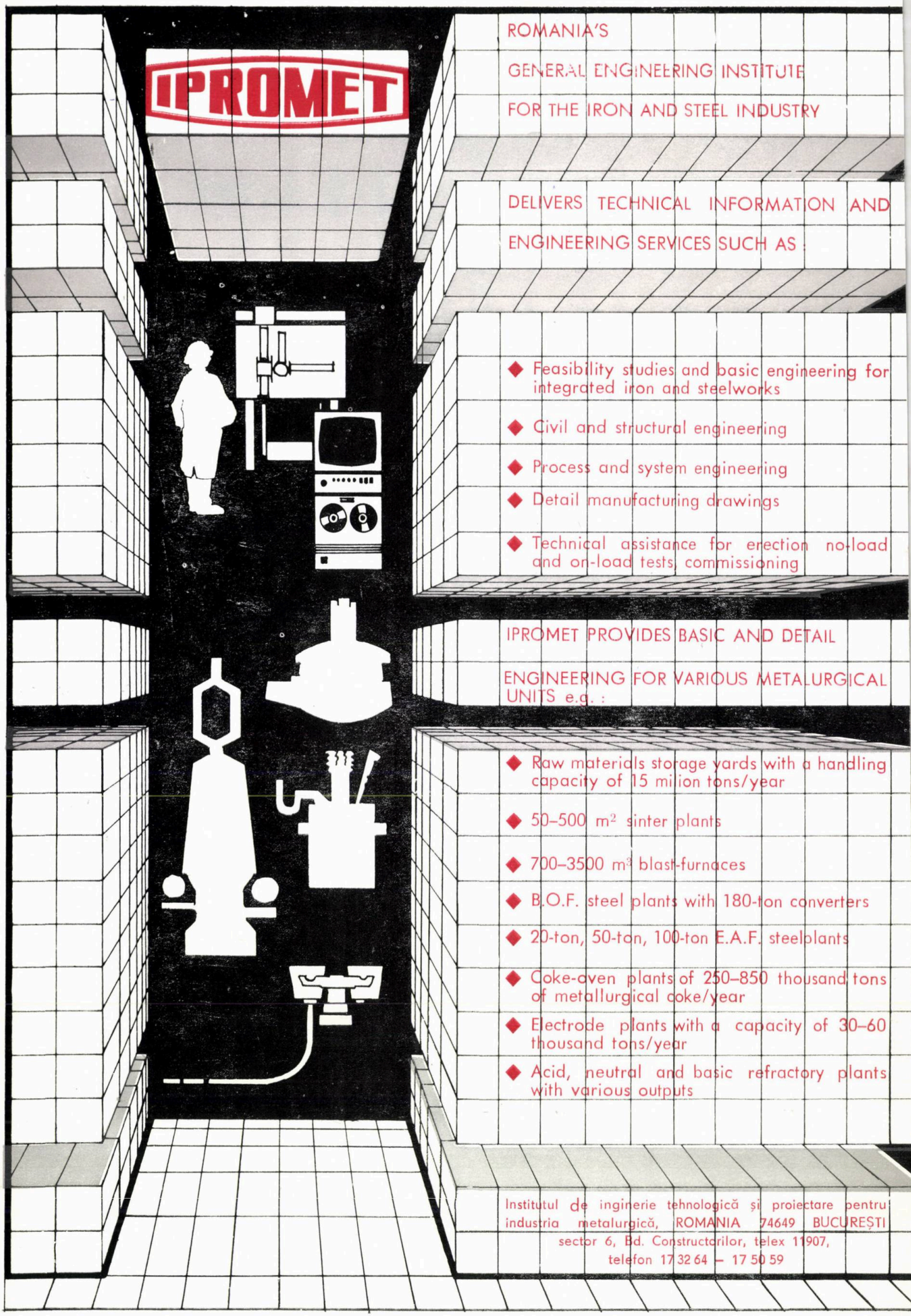
Referativ

METALURGIA

R 1988 JUN 2.8

2

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XL • NR. 2 • FEBRUARIE 1988



ROMANIA'S

GENERAL ENGINEERING INSTITUTE

FOR THE IRON AND STEEL INDUSTRY

DELIVERS TECHNICAL INFORMATION AND ENGINEERING SERVICES SUCH AS :

- Feasibility studies and basic engineering for integrated iron and steelworks
- Civil and structural engineering
- Process and system engineering
- Detail manufacturing drawings
- Technical assistance for erection no-load and on-load tests, commissioning

IPROMET PROVIDES BASIC AND DETAIL ENGINEERING FOR VARIOUS METALURGICAL UNITS e.g. :

- Raw materials storage yards with a handling capacity of 15 milion tons/year
- 50–500 m^2 sinter plants
- 700–3500 m^3 blast-furnaces
- B.O.F. steel plants with 180-ton converters
- 20-ton, 50-ton, 100-ton E.A.F. steelplants
- Coke-oven plants of 250–850 thousand tons of metallurgical coke/year
- Electrode plants with a capacity of 30–60 thousand tons/year
- Acid, neutral and basic refractory plants with various outputs

Institutul de inginerie tehnologică și proiectare pentru industria metalurgică, ROMANIA 74649 BUCUREȘTI sector 6, Bd. Constructorilor, telex 11907, telefon 17 32 64 – 17 50 59

METALURGIA

Anul 40 Nr. 2 Februarie 1988

CUPRINS

Gâdea, Suzana și *Petrescu, Maria* : **Materiale compozite, metalice și ceramice — un nou pas spre temperaturile ultraînalte** 59

Ienciu, M., Moldovan, P., Taloi, D. și *Panait, N.* : **Tendințe moderne în valorificarea superioară a minereurilor, concentratelor și subproduselor din metalurgie** 70

Tripșa, I. : **Metalurgia în afara agregatelor de elaborare, o cale fructuoasă de creștere a calității oțelurilor** . . 74

Dumitrescu, C. : **Faze intermetalice în aliaje aluminiu-zirconiu** 77

Florian, E. și *Cojocaru, M.* : **Adsorbția elementelor interstițiale carbon și azot în austenită și ferită** . . . 83

Petrescu, N., Choi, Sang, Gon și *Ganovici, Lucia* : **Noi procese de extracție cu solvenți organici în metalurgia uraniului** 88

Ștefănescu, Fl., Sofroni, L. și *Bratu, C.* : **Dirijarea solidificării aliajelor la obținerea pieselor turnate de performanță** 93

Chișamera, M., Ripoșan I. și *Sofroni, L.* : **Noi posibilități de control al compactității grafitului și de modificare a fontelor** 98

Negrea, I. și *Roșca, Cristina* : **Bazele teoretice ale procesului de rectificare** 105

REVISTA REVISTELOR 69

CRONICĂ 87, 104

COLEGIUL DE REDACȚIE

MARIN ENACHE, DAN DULAMĂ, COSTACHE TROTUȘ, NECULAI AGACHI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, ION DRĂGAN, MIRCEA DRĂGULIN, TITI DULĂMIȚĂ, SABIN FAUR, ALEXANDRU FLOREA, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN GIOGU, CONSTANTIN IONESCU, EMIL IONESCU, PETRE MARCU, MIHAI NICA, MIHAI NICULESCU, FLOREA OPREA, IULIU OVESEA, ONOFREI PARASCAN, IGINIO PAVONI, CORNELIU RIZESCU, BUJOR ROȘCA, MARIA SAVU, ION SUCIU, LAURENȚIE SOFRONI, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU

Președindele colegiului de redacție : prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor : ELENA PÂRVU
Tehnoredactor : MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Intreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 1762

SESIUNEA ȘTIINȚIFICĂ A ACADEMIEI R.S.R. CU TEMA:

„METALURGIA VIITORULUI"

București, 3 iunie, 1987

PROGRAMUL SESIUNII

Prof. dr. doc. ing. **Suzana Gâdea**, membru corespondent al Academiei R.S.R., și prof. dr. ing. Maria Petrescu — I.P.B. — *Materiale compozite metalice și ceramice — un nou pas spre temperaturile ultraînalte*

Prof. dr. ing. **Nicolae Petrescu**, ing. **Choi Sang Gon** — — I.P.B. și fiz. **Lucia Ganovici** — ICECHIM — *Noi procese de extracție cu solvenți organici în metalurgia uraniului*

Prof. dr. ing. **Titi Dulămiță** — I.P.B. — *Modelarea matematică a tehnologiilor de prelucrare metalurgică în scopul economisirii de materiale și energie*

Prof. dr. doc. ing. **Iosif Tripșa** — I.P.B. — *Metalurgia în afara agregatelor de elaborare, o cale fructuoasă de creștere a calității oțelurilor*

Prof. dr. ing. **Moise Ieneiu**, conf. dr. ing. **Petre Moldovan** și conf. dr. ing. **Dragoș Taloi** — I.P.B. *Tendințe moderne în valorificarea superioară a minereurilor, concentratelor și subproduselor din metalurgie*

Prof. dr. ing. **Laurentie Sofronie**, dr. ing. **Constantin Bratu** și ing. **Florin Ștefănescu** — I.P.B. — *Dirijarea solidificării la obținerea pieselor de performanță*

Ing. **Gheorghe Bujgoi**, I.A.M.N. — *Titan și Zirconiu — două metale ale viitorului în metalurgia românească*

Conf. dr. ing. **Constantin Dumitrescu** — I.P.B. — *Faze intermetalice în aliaje aluminiu-zirconiu*

Dr. ing. **Paul Georgeoni** și **Ion Benea** — I. M. F. — *Aplicații ale metalurgiei pulberilor în producția de materiale extrudate*

Dr. ing. **Cornel Rizescu** — colectiv ICEM și C.S.G. — *Perfecționări în domeniul elaborării oțelurilor de convertizor*

Conf. dr. ing. **Emil Florian** și dr. ing. **Mihai Cojocaru** *Adsorbția elementelor interstițiale carbon și azot în austenită și ferită*

Dr. ing. **Iulian Riposan** și ing. **Mihai Chișamera** *Noi posibilități de control al compactității grafitului și de modificare a fontelor*

Dr. ing. **Voicu Brabie**, dr. ing. **Pavel Boboc**, și ing. **Gigel Neagu** — *Metalurgia secundară — tehnologia viitorului*

Prof. dr. ing. **Laurentie Sofronie** și dr. ing. **Simion Cocolaș** — *Tehnologii de fabricație a pieselor turnate cu consum redus de energie*

CONTENTS

DC: 624.012.8

Gâdea, Suzana and *Petrescu, Maria*: **Composite metallic and ceramic materials — a new step towards ultrahigh tempetures**

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 59 — 69

DC: 622.34 : 669

Ienciu, M., Moldovan, P., Taloi, D. and *Panait, N.*: **Modern trends towards upgrading ores, concentrates and by products in metallurgy**

Under present conditions, the technologies of upgrading ores, concentrates and byproducts in metallurgy have experienced radical transformations such as : process combination, operation improvements and changes in the technological flow. These transformations have lead to the creation of several specific versions for each raw material category.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 70 — 73

DC: 669.161.18

Tripșa, I.: **Out of furnace steelmaking techologies — an advantageous way of increasing steel quality**

The author presents certain steelmaking and ironmaking technologies based on the use of combined processes. The author highlights the advantages of secondary metallurgy.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 74 — 76

DC: 669.71 : 669.018.4

Dumitrescu, C.: **Intermetallic phases in aluminium-zirconium alloys**

The author has studied the influence of zirconium additions and of casting conditions on the grain cracking of Al-Zr alloy casting structure. The analysis of the structure by electron microscopy has pointed the influence of Al-Zr metastable phase, coherent with the basic metallic mass, on the grain cracking.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 77 — 82

DC: 537.533.75

Florian E. and *Cojocaru, M.*: **The absorbtion of carbon and nitrogen interstitial elements in austenite and ferrite**

The paper analyses the results of the studies on the thermodynamics and kinetics of the process of carbon and nitrogen absorbtion in austenite and ferrite, as well as the characteristics of ammonia behaviour during cementing treatment.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 83 — 87

DC: 669.822

Petrescu, N., Cloi Sang Gon and *Ganovici, Lucia*: **New extraction process with organic solvent in the uranium metallurgy**

The paper presents the evolution of the uranium extraction technology from different raw materials. The authors analyse the results of the researches on the use of an extraction agent class, such as those which are used to extract uranium by chelating reactions.

The authors discuss the recent trend towards the development of liquid film extraction systems.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 88 — 92

DC: 621.747

Ștefănescu, Fl., Sofroni, I. and *Bratu, C.*: **The monitoring of alloy solidification during the casting process of high performance castings**

The paper includes a study of the possibilities offered by the use of tubular coolers, endothermal foundry sans and mechanical oscillations for monitoring alloy solidification during high casting process.

The authors present certain experimental data obtained by the implementation of the analysed methods.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 93 — 97

DC: 661.666.2; 546.26—162

Chișamera, M., Ripoșan, I. and *Sofroni, I.*: **New possibilities of controlling graphite compactness and iron modifying**

The paper presents two solutions for the vermicular graphite cast iron making : the treatment of iron with sulphur and the use of titanum modifiers.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 98 — 104

CD: 621.923

Negrea, I. and *Roșca, Cristina*: **Theoretical bases of the grinding process**

On the basis of the analysis of kinetic relations which describe the descrease of abradant grains on the surface of rotative abradant body, the authors determine a mathematical expression for the calculation of cutting speed vector.

This mathematical expression may be used for the kinetic model of the grinding process with abradant bodies, as well as for optimizing this process.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 105 — 108

INHALT

DK : 624.012.8

Gâdea, Suzana und *Petrescu, Maria* : **Bimetalle, metallische und keramische Werkstoffe-ein neuer Schritt zum Einsatz bei hohen Temperaturen**

In der Arbeit wird eine Beschreibung der für den Einsatz bei sehr hohen Temperaturen adequaten Bimetalle gemacht, mit der Berücksichtigung der letztentwickelten Herstellungsverfahren. Es werden die Mikrobimetalle mit einer metallischen Matrize und mit hitzebeständigen Metall-oder Kunststofffasern, die „in situ", oder durch einseitiggerichtete Erstarrung der eutektischen Legierungen, mit der Hervorhebung des Verfahrens für die Kühlung mit flüssigem Kühlbett, erläutert. Die Bimetalle die eine keramische Matrize und Fasern aus metallischen oder keramischen Verbindungen aufweisen, werden im Zusammenhang mit den letztentwickelten Herstellungsverfahren, indem Nachdruck auf den Syntheseverfahren für hohe Temperaturen mit Selbstverbreitung gelegen wird, analysiert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 59 — 69

DK : 622.34 : 669

Ieneiu, M. Moldovan, P., Taloi, D. und *Panait, N.* : **Moderne Entwicklungstendenzen der hochwertigen Verwertung der Erze, Konzentrate und der Unterprodukte aus der Metallurgie**

Im gegenwärtigen Entwicklungsstadium wurden einige Verwertungsverfahren der Erze, Konzentrate und Unterprodukte aus der Metallurgie zu gründlichen Umwandlungen unterworfen. Es ist die Rede von einigen Verfahrenskombinationen, Reaktionsvervollkommnungen und Arbeitsgangveränderungen die zu einer grossen Anzahl von spezifischen Rohstoffvarianten geführt haben.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 70 — 73

DK : 669.161.18

Tripşa, I. : **Die Metallurgie ausserhalb der Herstellungseinrichtungen — eine vorteilhafte Methode für die Qualitätsverbesserung**

Es werden einige auf Verbundverfahren beruhenden Stahl- und Roheisenherstellungsverfahren dargestellt. Es werden gleichfalls die Vorteile der Pfannenmetallurgie hervorgehoben.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 74 — 76

DK : 669.71 : 669.018.4

Dumitrescu, C. : **Intermetallische Phasen aus Aluminium-Zirkoniumlegierungen**

Es werden der Einfluss der Zirkoniumzusatzstoffe und der Giessbedingungen auf der Kornverfeinerung des Giessgefüges der Al-Zr-Legierungen studiert. Die Gefügeanalyse mittels der elektronischen Mikroskopie hat den Einfluss der metastabilen Al-Zr-Phase, die kohärent mit der metallischen Basismasse ist, auf der Kornverfeinerung hervorgehoben.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 77 — 82

DK : 537.533.75

Florian, E. und *Cojocaru, U.* : **Absorbtion der interstitiellen Elemente Kohlenstoff und Stickstoff im Austenit und Ferrit**

In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse der Forschungen betreffs der Thermodynamik und Kinetik der Absorbtionsprozesse des Kohlenstoffs und des Stickstoffs im Austenit und Ferrit, sowie eine Reihe von Eigenschaften hinsichtlich des Verhaltens des Ammoniaks während der Einsatzhärtung analysiert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 83 — 87

DK : 669.822

Petrescu, N, Choi Sang Gon und *Ganovici, Lucia* : **Neue Verfahren für die Förderung mit Hilfe von organischen Lösungsmitteln, in der Uranmetallurgie**

In der Arbeit wird auf den Entwicklungen der verschiedenen Verfahrenstechniken für Uranförderungen aus verschiedenen Rohstoffen hingewiesen. Es werden einige Versuchsergebnisse hinsichtlich des Einsatzes einiger neuen Arten von Förderwerkstoffen, besonders von einigen durch die sich der Uran durch Kelatisierungsrelationen ausfördern lässt, dargestellt.

Es werden die gegenwärtigen Entwicklungstendenzen einiger neuen Förderungssysteme auf Basis von flüssigen Membranen erläutert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 88 — 92

DK : 621.747

Ştefănescu, Fl., Sofroni, L. und *Bratu, C.* : **Erstarrung der Legierungen, bei der Herstellung der Präzisionsgussstücke**

Die Arbeit gibt die Erforschung der Möglichkeiten die der Einsatz der Rohrkühler, der endothermen Formmassen und der mechanischen Schwingungen für die Steuerung der Legierungserstarrung, beim Giessen der Präzisionswerkstücke mitsichbringt, wieder. Es werden einige experimentelle Ergebnisse die durch die Anwendung der analysierten Methoden erzielt wurden, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr.2, p. 93 — 97

DK : 661.666.2 ; 546.26-162

Chişamera, M., Riposan, I. und *Sofroni , L.* : **Neue Möglichkeiten für die Kontrolle der Lagerungsdichte des Graphits und für die Roheisenänderung**

In der vorliegenden Arbeit werden zwei Lösungen für die Herstellung des Roheisens mit Vermikulargraphit, für die Behandlung des Roheisens mit Schwefel und den Einsatz der Titan-Impfstoffe, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 98 — 104

DK : 621.923

Negrea, I. und *Roşca, Cristina* : **Theoretische Grundlagen des Rektifikationsprozesses**

Anhand der Analyse der kinematischen Beziehungen, die die Bewegung eines abrasiven Korns auf der Oberfläche des abrasiven drehenden Körpers bewirken, wurde für die Vektorrechnung der Schneidgeschwindigkeit, ein mathematischer Ausdruck bestimmt.

Der o.g. mathematische Ausdruck kann nicht nur bei der Ausarbeitung eines kinematischen Modells des Rektifikationsprozesses mit abrasiven Körpern, sondern auch für die Optimierung dieses Prozesses eingesetzt werden.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 105 — 108

SOMMAIRE

CD : 624.012.8

Gâdea, Suzana et *Petrescu, Maria* : **Matériaux composites, métalliques et céramiques**

L'article présente les matériaux composites utilisés aux températures élevées et les nouveaux processus d'obtention. On analyse les microcomposites à matrice métallique et à fibres de métaux ou de carbures, obtenues „in situ" par la solidification unidirectionnelle des alliages eutectiques, tout en présentant le processus de refroidissement en lit fluidisé. Les composites à matrice céramique et à fibres de composants métalliques ou céramiques sont analysés en corrélation avec les processus d'obtention les plus modernes, tout en soulignant le processus de synthèse à température élevée à autopropagation.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 59 — 69

CD : 622.34 : 669

Ienciu, M., Moldovan, P., Taloi, D. et *Panait, N.* : **Tendances modernes dans la mise en valeur des minerais, des concentrés et des sous-produits de la métallurgie**

Les technologies actuelles de mise en valeur des minerais, des concentrés et des sous-produits de la métallurgie ont enregistré des transformations radicales à savoir : processus combinés (préconcentration, concentration sélective, traitement en présence des réactifs chimiques, traitement pyrométallurgique), perfectionnements des operations (concassage, broyage, gradation, calcination, dissolution, extraction) et modification des flux technologiques.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 70 — 73

CD : 669.161.18

Tripşa, I. : **La métallurgie au dehors des aggrégats d'élaboration — une voie d'augmentation de la qualité**

L'auteur présente certaines technologies d'élaboration de l'acier et de la fonte qui utilisent des procédés combinés. On a mis en évidence les avantages de la métallurgie secondaire.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 74 — 76

CD : 669.71 : 669.018.4

Dumitrescu, C. : **Phases intermétalliques dans les alliages aluminium-zirconium**

L'auteur analyse l'influence des additions de zirconium et des conditions de coulée sur le raffinement des grains qui existent dans la structure de coulée des alliages Al-Zr. L'analyse de la structure à l'aide du microscope électronique a mis en évidence l'influence de la phase métastable Al-Zr, cohérente avec la masse métallique de base, sur le raffinement de la granulation.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 77 — 82

CD : 537.533.75

Florian, E. et *Cojocaru, M.* : **L'adsorbtion des éléments interstitiels de carbone et azote dans l'austenite et la ferrite**

Les auteurs analysent les résultats des études concernant la thermodynamique et la cinétique des processus d'adsorbtion du carbone et de l'azote en austenite et ferrite de même qu'une série de particularités sur le comportement de l'ammoniac pendant de cémentation.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 83 — 87

CD : 669.822

Petrescu, N., Choi Sang Gon et *Ganovici, Lucia* : **Nouveaux processus d'extraction à solvents organiques dans la métallurgie de l'uranium**

L'article présente l'évolution des technologies d'extraction de l'uranium de différentes matières premières. On analyse les résultats des recherches concernant l'utilisation de nouveaux types de matériaux d'extraction notamment de ceux qui extraient l'uranium par la réaction de kélatisation.

On analyse les tendances récentes dans le développement de nouveaux systèmes d'extraction à membranes liquides.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 88 — 92

CD : 621.747

Ştefănescu Fl., Sofroni, L. et *Bratu, C.* : **La commande de la solidification des alliages afin d'obtenir des pièces coulées de haute performance**

L'article analyse les possibilités offertes par l'utilisation des réfrigérants tubulaires, des sables de moulage endothermes et des oscillations mécaniques pour la commande de la solidification des alliages afin d'obtenir des pièces de haute performance.

On présente également quelques données expérimentales obtenues à la suite de l'application des méthodes analysées.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 93 — 97

CD : 661.666.2 ; 546.26—162

Chişamera, M., Ripoşan, I. et *Sofroni, L.* : **Nouvelles possibilités de contrôle de la compactité du graphite et de modification des fontes**

L'article présente deux méthodes pour l'obtention des fontes à graphite vermiculaire : le traitement des fontes à l'aide du souffre et l'utilisation des modificateurs à titane

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 98 — 104

CD : 621.923

Negrea , I. et *Roşca, Cristina,* **Les bases téoriques du processus de rectification**

À partir de l'analyse des relations cinématiques qui décrivent le mouvement d'une granule abrasive à la surface du corps abrasif en rotation, on a déterminé une expréssion mathématique pour calculer le vecteur de la vitesse de coupe.

Cette expression mathématique peut être utilisée pour l'élaboration d'un modèle cinématique du processus de rectification à corps abrasifs, de même qu'à l'optimisation du processus.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 105 — 108

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 624. 012. 8

Гыдеа, Сузана и Петреску, Мария: **Композитные, металлические и керамические материалы — новый шаг к сверхвысоким температурам**

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 59 — 69

ДК: 622.34: 669

Иенчю, У., Молдован, П., Талой, Д. и *Панаит, Н.*: **Современные тенденции при высоком использовании руд, концентратов и побочных металлургических продуктов**

В современных условиях технологии использования руд, концентратов и побочных металлургических продуктов претерпели радикальные изменения, а именно: сочетание способов; усовершенствования операций и изменения в технологических потоках, которые привели к различным вариантам, специфические для каждой категории сырья.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2. p. 70 —73

ДК: 669.161.18

Трипша, И.: **Металлургия вне разливочных агрегатах — выгодный путь улучшения качества**

Представлены технологии разливки стали и чугуна, основывающиеся на применении комбинированных способов. Выявлены преимущества вторичой металлургии.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 74 — 76

ДК: 669.71.669.018.4

Думитреску, К.: **Интерметаллические фазы в алюминиево-циркониевых сплавах**

Было изучено влияние циркониевой добавки и условий разливки на уменьшение зерен из разливочной структуры сплавов Al—Zr. Анализ структуры электронной микроскопией выявил влияние метастабильной фазы Al—Zr, связанной с основной металлической массой, на уменьшение зерна.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 77 — 82

ДК: 537.533.75

Флориан, Е. и *Кожокару, М.*: **Адсорбция интерстициальных элементов углерода и азота в аустените и феррите**

В работе анализированы результаты исследовательских работ относительно термодинамики и кинетики процессов адсорбции углерода и азота в аустените и феррите, а также и ряд особенностей по поведению аммиака при цементации.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 83 — 87

ДК: 669.822

Петреску, Н., Кой, Санг, Гон и *Ганович, Лучия*. **Новые процессы извлечения органическими растворителями в металлургии урана**

Представлена эволюция технологий извлечения урана из различного сырья. Анализированы результаты исследований по применению новой классы материалов извлечения, главным образом тех которых извлекают уран хелатообразующими реакциями.

Выявлены современные тенденции в развитии новых систем извлечения жидкими мембранами.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 88 — 92

ДК: 621.797

Штефэнеску, Ф., Софрони, Л.У. и *Брату, К.*: **Управление затвердеванием сплавов при получении отливок с высокими качественными показателями**

Изучены в работе возможности предоставляющие применение трубчатых холодильников, формовочных эндотермических смесей и механических колебаний для управления затвердеванием сплавов при разливке отливок с высокими качественными показателями.

Представлены некоторые полученные экспериментальные данные при применении анализированных методов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 93 — 97

ДК: 661.666.26:546.25-162

Кишамера, М. Рипошан, И. и *Софрони, Л.*: **Новые возможности контроля компактности графита и модификации чугуна**

В работе представлены два решения для получения чугуна с вермикулярным графитом: обработка чугуна серой и применение модификаторов с титаном.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 98 — 104

ДК: 621.923

Негреа, И. и *Рошка, Кристина*: **Теоретические основы процесса шлифования**

На основе анализа кинематических соотношений, описывающие уменьшение абразивного зерна на поверхности абразивного тела при вращении была определено математическое выражение для расчета вектора скорости резания.

Это математическое выражение может быть применено как при разработке кинематической модели процесса шлифования абразивными телами, так и при оптимизации этого процесса.

Metalurgia 40 (1988), nr. 2, p. 105 — 108

METALURGIA 2
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Prof. dr. doc. ing. Suzana Gâdea,
membru corespondent al Academiei R.S.R.,
şi prof. dr. ing. Maria Petrescu
Institutul politehnic Bucureşti

Materiale compozite, metalice şi ceramice —un nou pas spre temperaturile ultraînalte

C.Z. : 624.012.8

Lucrarea face o prezentare a materialelor compozite cu utilizări la temperaturi înalte, punîndu-se accent asupra proceselor şi procedeelor noi de obţinere a acestora. Sînt discutate microcompozitele cu matrice metalică şi fibre de metale refractare sau de carburi, obţinute „in situ" prin solidificarea unidirecţională a aliajelor eutectice, insistîndu-se asupra procedeului de răcire în pat fluidizat. Compozitele cu matrice ceramică şi fibre de compuşi metalici sau ceramici sînt analizate în corelaţie cu procedeele cele mai noi de obţinere, punîndu-se accent asupra procedeului de sinteză la temperatură înaltă cu autopropagare.

Gâdea, Suzana and Petrescu, Maria : **Composite, metallic and ceramic materials — a new step towards ultrahigh temperatures**

The paper presents composite materials for high temperatures, highlighting the new processes and methods of obtaining these materials. The authors discuss metallic matrix and refractory or carbide fiber microcomposites obtained „in situ" by unidirectional solidification of eutectic alloys, pointing out the cooling process in fluidized bed. The composites with ceramic matrix and with metallic or ceramic compound fibre are analysed in relation to the latest manufacturing process, stressing the high synthesis process with autodevelopment.

Гыдса, Сузана и *Петреску, Мария:* **Композитные, металлические и керамические материалы—новый шаг к сверхвысоким температурам**

В работе представлены композитные материалы для использования при высоких температурах, выявляя главным образом способы и новые процессы их получения . Обсуждены микрокомпозиты с металлической матрицей и с огнеупорными металлическими или карбидными волокнами, полученные однонаправленым затвердеванием эвтетических сплавов, настаивая на способе охлаждения в кипящем слое. Композиты с керамической матрицей и с волокнами металлических соединений или керамические анализированы в соответствии с новейшими способами получения, настаивая на способе синтеза при высокой температуре с авторастранением.

Materialele compozite reprezintă astăzi un cîmp multidisciplinar de cercetare ştiinţifică şi dezvoltare tehnologică, incluzînd cele mai diverse materiale, de la compozitele cu fibre de polimeri organici în matrice de răşini sintetice pînă la materialele cu matrice ceramică ranforsată cu fibre ceramice trecînd prin compozitele cu matrice metalică durificată cu fibre metalice. Pentru a se crea o imagine despre amploarea cercetărilor în acest domeniu se va menţiona că o statistică de la sfîrşitul anului 1986 arată că numai în ţările C.E.E. se studiau aceste materiale de către colective din 225 de institute de cercetare academice şi industriale.

În sens general, termenul de materiale compozite poate fi aplicat oricărui material care reuneşte componente structurale sau faze neasociate în mod natural (de exemplu, pseudoaliajele şi materialele durificate prin dispersie procesate prin metalurgia pulberilor sau bimetalele obţinute prin placare mecanică ş.a.). Într-un sens mai restrîns, dar mai semnificativ din punct de vedere ingineresc, termenul de materiale compozite se referă la materialele în care o matrice (polimerică, metalică sau ceramică) este ranforsată cu fibre aliniate, continue sau discontinue în care, printr-un veritabil efect de sinergism se reunesc, în materialul rezultat, calităţile, dar nu şi defectele fazelor asociate. Astfel, matricea metalică ductilă îşi sporeşte rezistenţa mecanică şi rigiditatea pînă la un nivel apropiat de cel al fibrelor dure (de compuşi sau materiale ceramice) fără a prelua fragilitatea proprie fibrelor, menţinîndu-şi caracterul tenace specific matricei. Principiul ranforsării cu fibre este aplicat de natură în

variate structuri biologice (bambusul atît de ușor și rezistent este tipic din acest punct de vedere), același principiu acționînd, desigur în mod neintenționat, dar cu rezultate remarcabile, și în materiale tradiționale produse de om (hîrtia ușoară și rezistentă sau sîrmele patentate pentru corzi de pian și cabluri, recunoscute și astăzi ca cele mai rezistente oțeluri).

Materialele compozite durificate cu fibre, ca o categorie distinctă de materiale moderne cu structuri produse deliberat, sînt un rezultat al unor noi cerințe tehnice apărute în ultimele decenii și o consecință a unor progrese tehnologice în modalitățile de producere de fibre fine și de încorporare a lor într-o matrice în scopul obținerii de piese și componente structurale de interes pentru inginerie. Cerințele și obiectivele care au stimulat crearea și dezvoltarea compozitelor durificate cu fibre pot fi considerate următoarele :

— necesitatea unor structuri eficiente, ușoare și de mare rezistență mecanică cerute de dezvoltarea vehiculelor aeronautice și astronautice, precum și de dezvoltarea echipamentelor pentru industria chimică (vase sub presiune) ;

— necesitatea unor materiale rezistente mecanic la temperaturi din ce în ce mai înalte cerute de dezvoltarea energeticii (în special a celei nucleare) și de dezvoltarea turbinelor cu gaze ale motoarelor cu reacție din aeronautică ;

— necesitatea unor materiale care să reziste un timp scurt și limitat la condiții termice distructive, cum e cazul scuturilor de protecție ale rachetelor și ale sateliților la reintrarea în atmosferă.

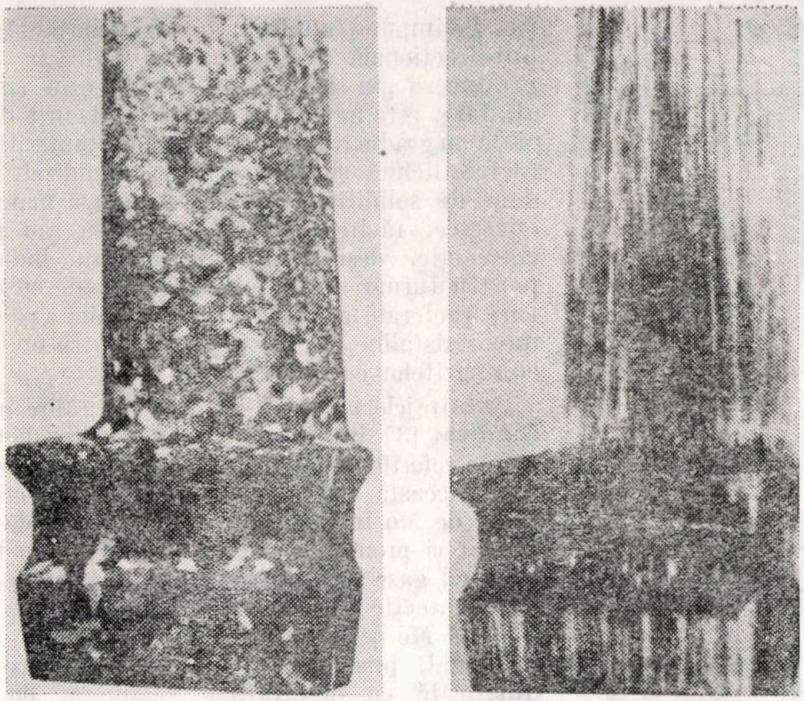
În cazul particular al materialelor metalice, noile principii de utilizare a acestora sub formă de compozite au deschis perspective largi pentru aplicarea industrială și a altor metale de tranziție în afară de cele clasice sau mai recent intrate în aplicații tehnice ca : Fe, Ni, Ti, Zr. Astfel, potențialul de rezistență mecanică și de refractaritate al unor metale mai puțin comune (Cr, Mo, W, Nb) poate fi deplin utilizat sub formă de compozite în care neajunsurile legate de ductilitatea insuficientă și de lipsa de rezistență la coroziune gazoasă a acestor metale sînt sensibil atenuate.

În aria extrem de vastă a materialelor compozite apar ca remarcabile compozitele durificate cu fibre cu matrice metalică sau ceramică pentru utilizări la temperaturi foarte înalte, unele din acestea avînd și excelente proprietăți de rezistență la uzare. O scurtă trecere în revistă a progreselor recente în realizarea acestor compozite permite și o apreciere asupra modului în care principii fundamentale de metalurgie sînt aplicate în stabilirea tehnologiilor noi, specifice acestor materiale.

Compozitele cu matrice metalică, dezvoltate în ultimele decenii, își au astăzi un loc bine definit în industriile de vîrf, ca materiale rezistente mecanic la temperaturi înalte, fie surclasînd compozitele cu matrice organică polimerică în gama joasă a temperaturilor de serviciu, fie surclasînd superaliajele în gama înaltă a temperaturilor de serviciu. În prima categorie se situează compozitele durificate cu fibre și matrice din aliaje de aliminiu, iar în cea de a doua categorie se situează microcompozitele cu matrice de nichel, durificate cu fibre de carburi sau de compuși intermetalici, obținute prin tehnica metalurgică modernă de solidificare unidirecțională a eutecticelor.

Acestea din urmă sînt astăzi considerate ca o nouă generație de materiale metalice pentru temperaturi ultraînalte ($> 1\,000°C$). *Aliajele eutectice solidificate unidirecțional*, fiind obținute în condiții de echilibru termodinamic, pot fi considerate ca microcompozite naturale, cu fibrele durificatoare de compuși produse „in situ". Prin faptul că nu este necesară o manipulare a fibrelor, acestea crescînd concomitent cu matricea în procesul de solidificare, prin faptul că există o puternică legătură la interfață, ceea ce permite transferul de sarcină, și prin faptul că atît matricea cît și fibrele sînt în echilibru termodinamic, microcompozitele eutectice solidificate unidirecțional sînt superioare compozitelor artificiale. Utilizate ca material pentru rotoarele turbinelor aeronautice, aliajele eutectice solidificate unidirecțional permit ridicarea temperaturii de intrare a gazelor cu cel puțin 100°C în plus față de cea posibilă cu cele mai bune superaliaje clasice. Pentru ilustrare, în figura 1 este prezentată structura macrografică a unor palete de turbină turnate din superaliaje clasice cu structura neorientată (fig. 1, *a*) comparativ cu cea a unei palete din eutectic Co-Cr-C solidificat unidirecțional (fig. 1, *b*). Este evident că cea mai bună rezistență o va manifesta paleta din aliaj eutectic în care fibrele de carburi aliniate normal la solicitarea de încovoiere vor fi superioare grăunților neorientați din superaliajele turnate. Cunoscîndu-se puternica influență a orientării fibrelor față de efort (așa cum o dovedesc curbele din figura 2, de scădere a rezistenței la tracțiune a compozitului W—Ag la creșterea unghiului de dezorientare a fibrelor) — este evident că solidificarea unidirecțională a eutecticelor poate oferi produse competitive numai în condiții de control perfect al parametrilor solidificării.

Planitatea frontului de solidificare, necesară pentru obținerea unui eutectic solidificat unidirecțional cu aliniere perfectă a fibrelor, este asigurată, conform teoriilor moderne ale cristalizării [1], [2], în condiții care evită instalarea subrăcirii constituționale în lichidul adiacent frontului de solidificare. În esență, aceasta înseamnă ținerea sub control a parametrilor solidificării unidirecționale, și anume : viteza R de avans a frontului de solidificare și gradientul termic G normal la frontul de solidificare,



a *b*

Fig. 1. Macrostructura unor palete de turbină : *a* — grăunți neorientați (superaliaj turnat); *b* — fibre de carburi aliniate (aliaj eutectic Co-Cr-C solidificat unidirecțional)

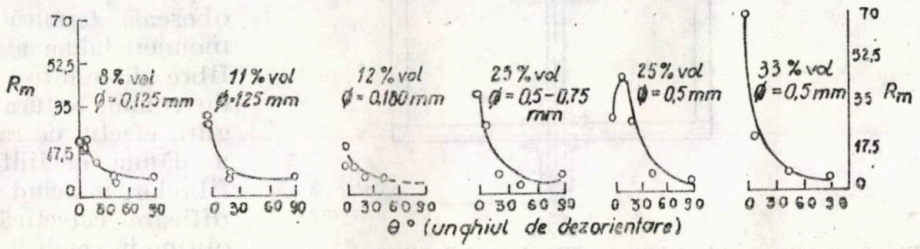


Fig. 2. Influența unghiului θ de dezorientare a fibrelor asupra rezistenței la tracțiune (R_m, daN/mm^2) a compozitului W—Ag, pentru diverse valori ale diametrului fibrelor de W și pentru diverse proporții de fibre de W în matricea de Ag

în așa fel încît gradientul în lichid la interfața lichid/solid să depășească valoarea critică G_{cr}.

$$(G_{cr}/R) \geqslant \frac{m}{D}\ C_s(i)\ \frac{1-k_0}{k_0} \qquad (1)$$

unde m, D și k_0 sînt caracteristici ale sistemului (m — panta curbei lichidus, D — coeficientul de difuzie în lichid, k_0 — coeficientul de repartiție), iar $C_s(i)$ este compoziția aliajului solidificat.

Mărirea vitezei de solidificare R și deci a productivității procesului este posibilă prin mărirea corespunzătoare a gradientului termic G. Conform unei analize termodinamice [3], valoarea gradientului termic în lichid la frontul de solidificare este dată de ecuația :

$$G = (T_t - T_0)\ \frac{h}{K_s} \cdot \frac{1}{r} \qquad (2)$$

unde T_t și K_s sînt caracteristici ale aliajului : T_t este temperatura de topire; K_s—coeficientul de conductivitate termică în solid; T_0, h, r—parametri ajustabili; T_0 — temperatura ambiantă; h — coeficientul de transfer termic de la aliaj la mediul de răcire; r — raza lingoului cilindric supus solidificării unidirecționale.

Pornind de la aceste cerințe au fost propuse mai multe tipuri de cuptoare cu gradient termic abrupt pentru solidificarea unidirecțională a aliajelor utilizate în următoarele procedee :

— în procedeul cu răcire frontală, o placă metalică răcită cu apă extrage căldura din capătul inferior solid al lingoului; deci căldura din topitură este eliminată prin conducție prin faza solidă situată sub frontul de solidificare;

— în procedeul cu viteză înaltă de solidificare (HRS), răcirea frontală prin conducție se combină cu răcirea prin radiație a pereților lingotierei care este scoasă treptat din cuptor;

— în procedeul de călire în baie de metal (LMQ), lingotiera este scoasă treptat din cuptor fiind călită direct într-o baie de metal ușor fuzibil; pentru asigurarea unei temperaturi uniforme a băii de călire se impun condiții riguroase de agitare, de reglare a sistemului de încălzire-răcire a băii metalice și de puritate a metalului utilizat ca baie de răcire;

— în procedeul cel mai recent [3], de călire în pat fluidizat (FBQ), locul băii metalice

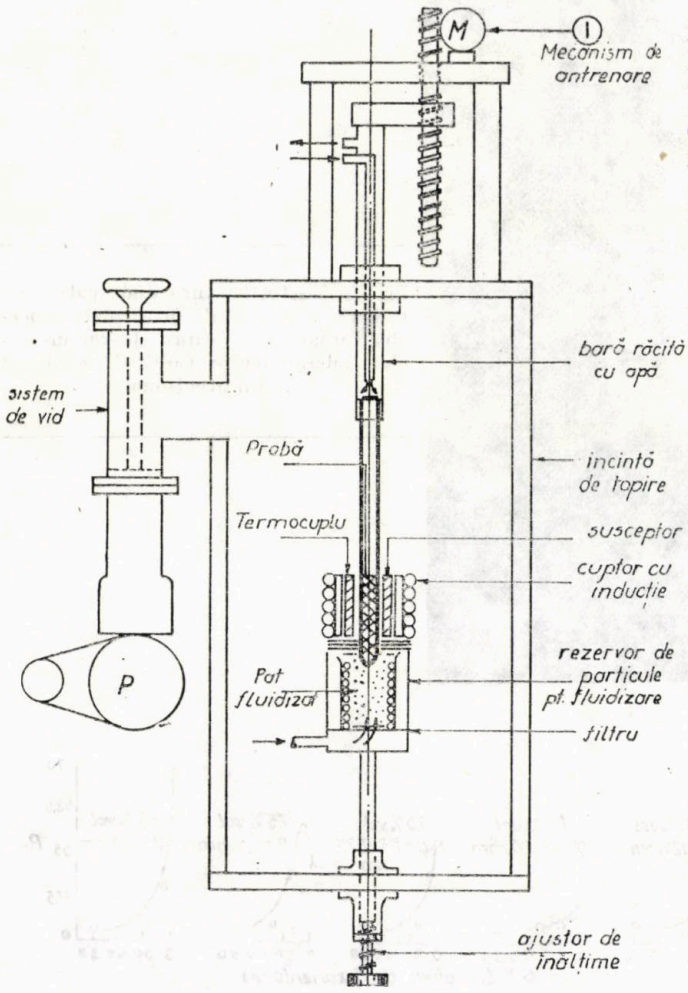


Fig. 3. Schița unei instalații de călire în pat fluidizat pentru obținerea compozitelor eutectice prin solidificare unidirecțională

lichide ca mediu de răcire este luat de particule solide menținute în suspensie (sau în pat fluidizat) de către un gaz inert sub presiune. Eficiența călirii în pat fluidizat este recunoscută din practica tratamentului termic al oțelurilor ca fiind superioară răcirii prin radiație sau prin convecție forțată. În figura 3 este schițată o instalație de obținere a compozitelor eutectice prin călirea în pat fluidizat.

În figura 4 sînt prezentate profilurile de variație a temperaturii pe lungimea lingoului solidificat pentru diverse momente ale solidificării, trasate de un microcomputer care prelucrează informațiile furnizate de termocupluri, la solidificarea unidirecțională a superaliajului René 80 cu compoziția, %: 14Cr; 9,5Co; 4Mo; 3Al; 5Ti; 4W, rest Ni, pentru trei procedee (HRS, FBQ și LMQ) experimentate în lucrarea [3]. Din panta acestor curbe, care exprimă gradientul termic G, se constată că ultimele două procedee care utilizează medii de călire sînt comparabile între ele și net superioare, asigurînd un gradient termic de circa 10 ori mai mare decît procedeul care apelează numai la convecție. Se impune concluzia că, pentru solidificarea unidirecțională a aliajelor eutectice în scopul producerii „in situ" a unor compozite cu fibre aliniate, este nevoie să se apeleze la medii de speciale cu gradient termic mare cum sînt călirea în metale lichide și călirea în pat fluidizat. Metodele de solidificare unidirecțională mai puțin energice, răcirea frontală asistată sau nu de convecție, deși utile și aplicate industrial pentru turnarea paletelor de turbine cu orientare preferată a grăunților sau chiar a paletelor monocristaline, nu corespund pentru obținerea compozitelor eutectice.

Avantajele metodei recente de călire în pat fluidizat [3] sînt ilustrate convingător de rezultatele referitoare la solidificarea unidirecțională prin această metodă a aliajului eutectic cu fibre de Mo în matrice γ/γ', deosebit de interesant și promițător ca material pentru turbinele cu gaze ale motoarelor cu reacție. Acest aliaj eutectic (cu compoziția, %: 61,8 Ni + + 32,3 Mo + 5,68 Al ș.a.) solidificat unidirecțional, prezintă o matrice cu rețea CFC durificată cu precipitate secundare de compuși γ' de aceeași natură structurală ca și în superaliajele clasice. Rezistența la fluaj și la oboseală termică este însă mărită de fibrele monocristaline aliniate de Mo cu rețea CVC, fibre aflate într-o proporție apreciabilă de 33 % de volum. Natura fibrelor și proporția lor asigură efectul de ranforsare a compozitului fără a dăuna ductilității matricei γ/γ'. Alinierea fibrelor, indicînd existența unui front de solidificare eutectică cuplată, riguros plan, se obține în condiții de viteză lentă de solidificare ($R = 2$ cm /h) și de gradient termic în lichid abrupt ($G = 200°$/cm). Micșorarea gradientului termic la $G = 30°$/cm, pentru aceeași viteză de solidificare, distorsionează planitatea frontului de solidificare care devine celular, antrenînd o curbare și o dezaliniere a fibrelor la limitele dintre celulele eutectice. Posibilitatea de manevrare independentă a parametrilor G și R conferă o netă superioritate procedeelor de solidificare unidirecțională care fac apel la medii de călire (LMQ și FBQ) întrucît R depinde de viteza cu care lingotiera este scoasă din cuptor, iar G depinde de coeficientul de transfer termic de la aliaj la mediul de călire prin peretele lingotierei. În procedeele cu răcire frontală G și R sînt cuplate, așa încît mărirea eficienței răcirii nu este posibilă decît reducîndu-l pe R pentru a-l păstra pe G la o valoare constantă, convenabilă. Procedeele de solidificare unidirecțională cu gradient abrupt de temperatură, bazate pe utilizarea mediilor de călire, prezintă numeroase avantaje importante pentru obținerea compozitelor eutectice cu fibre aliniate, dînd posibilitatea de a mări proporția de fibre durificatoare prin suprimarea fazelor proeutectice la compoziții neeutectice, alegînd în mod corespunzător gradientul termic critic în funcție

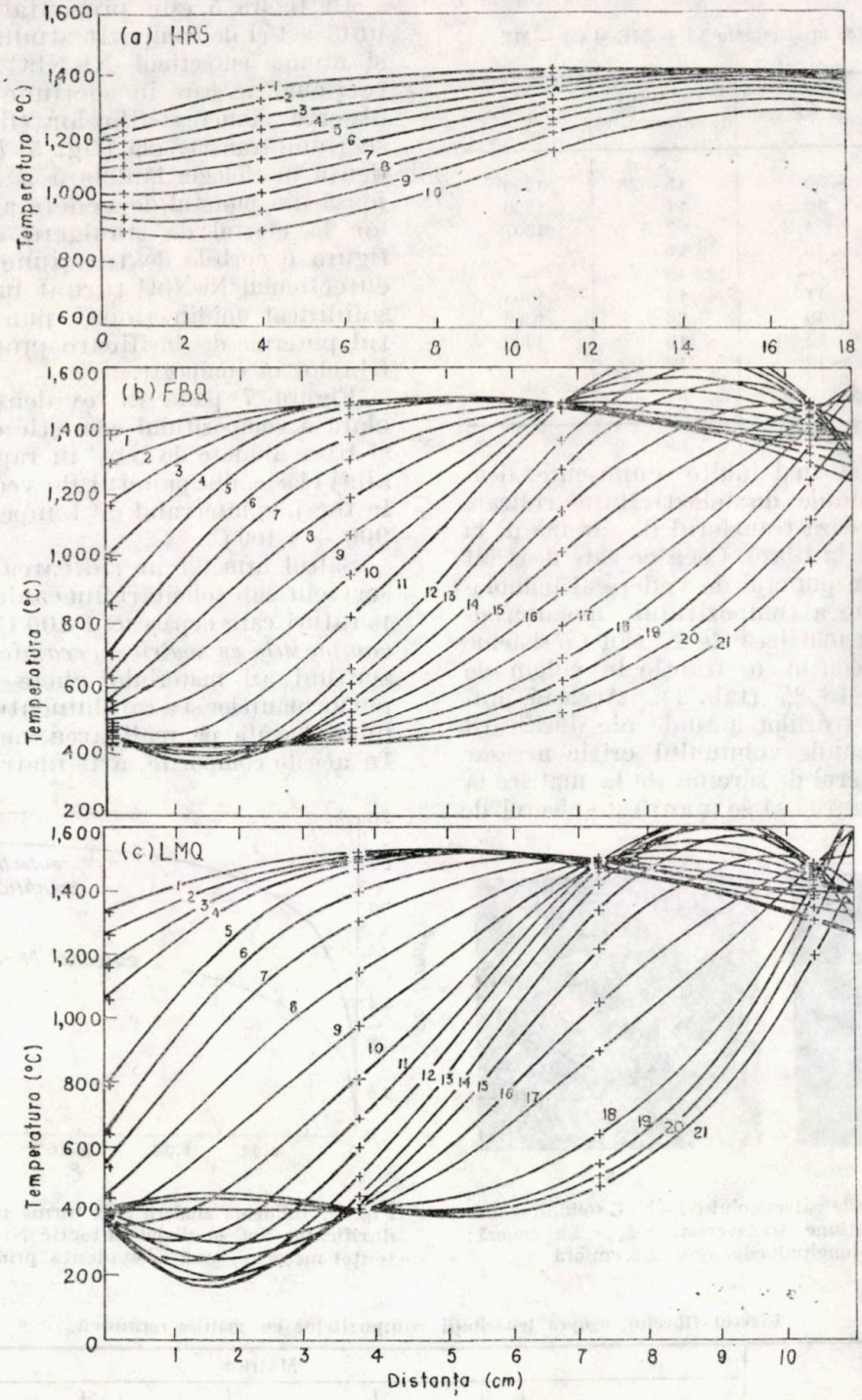


Fig. 4. Gradientul termic dedus din profilele de variație a temperaturii pe lungimea lingoului, la solidificarea unidirecțională a superaliajului René 80: *a* — procedeul cu viteză înaltă de solidificare (HRS); *b* — procedeul de călire în pat fluidizat (FBQ); *c* — procedeul de călire în baie de metal ușor fuzibil (LMQ)

de coeficienții de difuzie în lichid determinați experimental la diverse compoziții de aliaj [2].

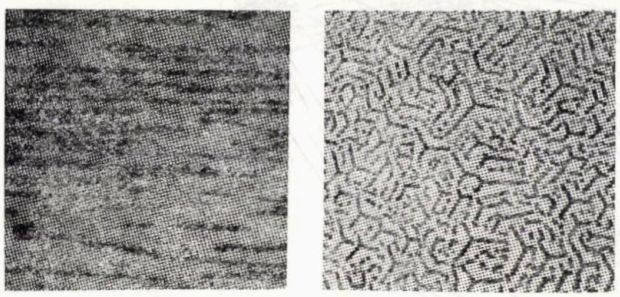
Solidificarea unidirecțională a aliajelor eutectice, prin metode de răcire dirijată de tipul celor descrise, este aplicată pentru obținerea unor compozite de interes industrial în construcția motoarelor cu reacție, compozite în care matricea de superaliaj γ/γ' este durificată cu fibre de monocarburi. Carburile, deși mai puțin stabile termodinamic decît oxizii, cunoscuți ca faze durificatoare în aliajele pentru temperaturi înalte durificate prin dispersie (SAP, TD-nichel, acesta din urmă cu dispersie de ThO_2), prezintă numeroase avantaje în cuplaj cu o matrice din Ni sau Co. Astfel, așa cum se arată în lucrarea [4], monocarburile au puncte de

Tabelul 1

Sisteme eutectice în sistemele Ni — MC și Co — MC

Sistemul	C_E	Volumul de carbură, %	T_E, °C
Ni — HfC	~30	15—28	1260
Ni — NbC	10	11	1330
Ni — TiC	4,3	7,5	1307
Ni — TaC	16	10	—
Co — HfC	—	>15	—
Co — NbC	11	12	1365
Co — TiC	10	16	1360
Co — TaC	15; 13	10	1402
Co — V_xC_y ($x \sim 3$; $y \sim 2$)	~12	18	—

topire dintre cele mai înalte cunoscute, densitate mică, module de elasticitate ridicate (fapt care facilitează transferul de sarcină de la matricea ductilă la fibre). Ceea ce este deosebit de important din punctul de vedere al tehnologiei de fabricație a compozitului, monocarburile formează cu matricea de Ni sau Co sisteme eutectice, care conțin o fracție în volum de carbură de 10—18 % (tab. 1). Această proporție, conform teoriilor actuale ale durificării cu fibre, corespunde volumului critic necesar pentru ca transferul de sarcină de la matrice la fibre să fie operant și să se manifeste efectul de durificare [5].



a *b*

Fig. 5. Microstructurile eutecticului Ni—NbC solidificat unidirecțional: *a* — secțiune transversală, $R = 2{,}8$ cm/oră; *b* — secțiune longitudinală, $R = 2{,}5$ cm/oră

În figura 5 este prezentată microstructura unui astfel de compozit studiat în lucrarea [6] și anume eutecticul Ni-NbC solidificat unidirecțional, în care în secțiune longitudinală se observă alinierea fibrelor (fig. 5, *a*), iar în secțiune transversală (fig. 5, *b*) se pune în evidență morfologia lamelară a fibrelor, avantajoasă din punctul de vedere al rezistenței fibrelor la efortul de smulgere din compozit. În figura 6 curbele de tracțiune comparative ale eutecticului Ni-NbC turnat în mod obișnuit și solidificat unidirecțional pun în evidență efectul puternic de durificare produs de orientarea fibrelor în compozit.

Figura 7 pune în evidență superioritatea clară a compozitului eutectic cu matrice de Ni și fibre aliniate de NbC în raport cu un superaliaj clasic, din punctul de vedere al rezistenței la fluaj, în intervalul de temperaturi de serviciu 900 — 1 100°C.

Saltul următor în ridicarea temperaturii de serviciu sub solicitări mecanice severe la temperaturi care depășesc 1 100°C a fost făcut de *compozitele cu matrice ceramică*, acestea reprezentînd azi materiale cheie pentru ridicarea performanțelor și a randamentului mașinilor termice bazate pe realizarea motorului ceramic. În aceste compozite, atît matricea, cît și fibrele

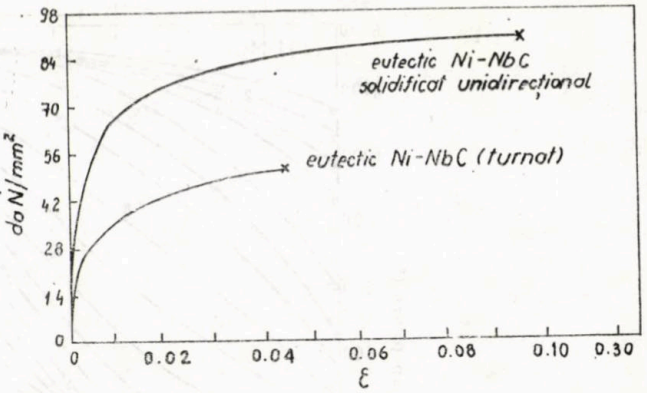


Fig. 6. Influența alinierii sub formă de fibre a compusului durificator NbC în aliajul eutectic Ni — NbC asupra rezistenței mecanice, pusă în evidență prin curbele de tracțiune

Tabelul 2

Efectul fibrelor asupra tenacității compozitelor cu matrice ceramică

Material	Matrice													
	Al_2O_3			SiC		ZrO_2		Si_3N_4		Sticlă borosilicatică		Sticlă ceramică	
	Simplă	Ranforsată cu SiC: Whiskers de SiC	Ranforsată cu SiC: Fibre de SiC acoperite	Simplă	Ranforsată cu SiC (fibre)	Simplă	Ranforsată cu SiC (fibre acoperite cu BN)	Simplă	Ranforsată cu SiC (whiskers)	Simplă	Ranforsată cu SiC (fibre)	Simplă	Ranforsată cu SiC (fibre)
Rezistența la flexare, MPa	550	800	—	500	750	200	450	260	900	60	830	200	830
Rezilienta, MPa · $m^{1/2}$	4—5	8,7	10,5	4	25	5	22	2—3	20	0,6	18,9	2	17

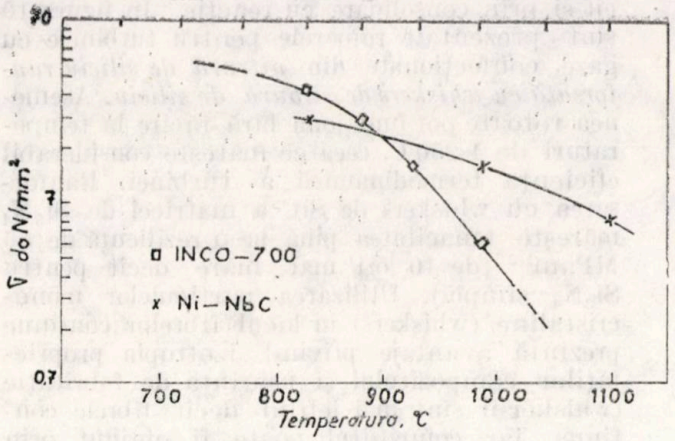


Fig. 7. Variația cu temperatura a rezistenței la fluaj a microcompozitului eutectic solidificat unidirecțional cu matricea de Ni și fibre de NbC, comparativ cu un superaliaj clasic (INCO – 700)

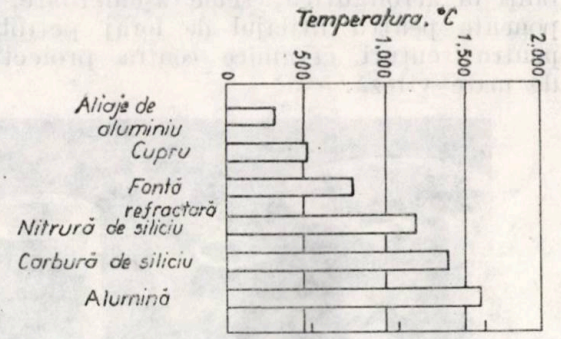


Fig. 8. Temperatura limită de serviciu sub solicitări mecanice pentru diverse materiale metalice și ceramice

sînt constituite din compuși metalici (oxizi, carburi, nitruri, boruri). Superioritatea materialelor ceramice din punctul de vedere al temperaturilor de serviciu reiese clar din figura 8, singura problemă fiind aceea de a le învinge fragilitatea prin utilizarea sub formă de compozite.

În contrast cu materialele compozite cu matricea polimerică sau metalică ductilă, la care distrugerea își are originea în fibrele durificatoare, în compozitele ceramice aceasta își are originea în matricea ceramică. Ca urmare, o legătură puternică la interfața fibre-matrice, utilă în compozitele cu matrice metalică întrucît permite transferul de sarcină de la matrice la fibre, este total neindicată în compozitele cu matrice ceramică întrucît fisurile din matrice s-ar propaga direct în fibre. Rolul fibrelor în compozitele cu matrice ceramică este principial diferit asigurînd materialului o tenacitate pe care matricea neranforsată nu o posedă. Aceasta se realizează printr-o legătură slabă la interfața fibre-matrice, ceea ce permite fibrelor să alunece; în acest mod fisurile din matrice sînt deflectate de-a-lungul fibrelor și dirijate la un parcurs mai lung prin interfață, ceea ce împiedică ruperea fragilă atît în matrice cît și în fibre. Transformarea matricei ceramice dintr-un material fragil într-un material tenace prin inserție de fibre adecvate este pus în evidență prin cifrele de rezistență la încovoiere statică și mai ales dinamică (tab. 2).

Datele din acest tabel pun în evidență nu numai utilitatea fibrelor pentru deflecția fisurilor la interfața slabă matrice/fibre, ci și rolul acoperirii fibrelor cu straturi care slăbesc legătura la interfață, contribuind în unele cazuri și la protecția fibrelor contra oxidării în timpul procesului de fabricație. Aceste principii sînt ilustrate de progresele recente în realizarea compozitelor cu matrice ceramică, în care matricea este constituită din carbură de siliciu, nitrură de siliciu, alumină sau zirconia.

Carbura de siliciu, SiC, este un excelent material refractar, rezistînd bine la oxidare și coroziune. În stare sinterizată, neranforsată, ea este fragilă, spărgîndu-se ca o placă de sticlă obișnuită. Prin ranforsare cu fibre devine rezistentă și tenace cu condiția respectării anumitor condiții : legătura la interfața cu fibrele să fie slabă pentru a deflecta microfisurile; coeficienții de dilatare ai matricei și ai fibrelor să fie apropiați ca valoare pentru a nu se crea fisuri considerabile la interfață; fibrele să fie mai rigide decît matricea (cu modul de elasticitate mai ridicat) pentru ca transferul de sarcină de la matrice la fibre să fie operant. Aceste condiții sînt îndeplinite de diverse fibre ceramice (fibre de SiC, fibre de C, fibre de TiB_2, fibre B-Al-O), în special atunci cînd fibrelor li s-a aplicat un strat de acoperire.

Compozitele cu fibre de carbură de siliciu în matrice de carbură de siliciu obținute prin infiltrare chimică din fază de vapori au rezistențe comparabile cu cele ale oțelurilor (520 MPa la temperatura ambiantă, cu păstrarea unei rezistențe de 280 MPa la 1 000°C). O acoperire cu C în grosime de 3 μm aplicată fibrelor dublează rezistența compozitului. Asemenea compozite, utilizate pentru schimbătoare de căldură și componente ale turbinelor cu gaze, sînt neobișnuit de tenace, energia absorbită la rupere (40 $MPa.m^{1/2}$) fiind comparabilă cu cea a aliajelor de aluminiu.

Compozitele cu fibre de carbon în matrice de carbură de siliciu își triplează rezilienta dacă fibrelor le-a fost aplicat un strat de acoperire din SiC, acoperirea avînd și rolul de a proteja fibrele de carbon contra oxidării în timpul fabricării compozitului prin consolidare cu reacție.

Compozitele cu matrice de carbură de siliciu ranforsate cu particule de borură de titan, obținute prin sinterizare, pot fi extrudate într-o varietate de forme (fig. 9). Ele se remarcă mai puțin prin

tenacitate și mai mult prin duritate și rezistență la uzură abrazivă la temperaturi înalte, fiind utilizate pentru duze și valve, pentru gaze fierbinți în aeronautică, scule aşchietoare, componente pentru utilajul de foraj petrolier și pentru scuturi ceramice contra proiectilelor de mare viteză.

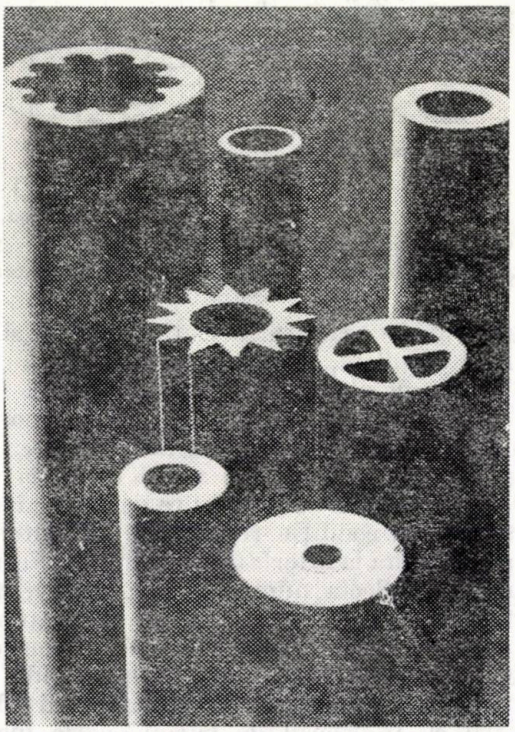


Fig. 9. Produse extrudate din compozit cu matrice de SiC ranforsată cu particule de TiB_2

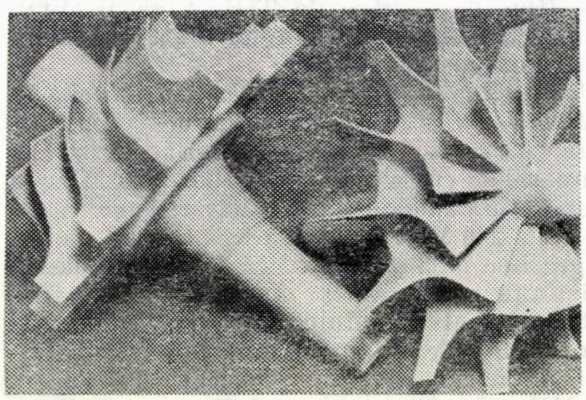


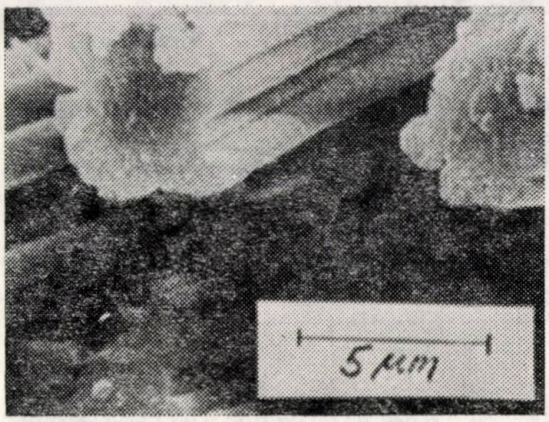
Fig. 10. Rotoare pentru turbine cu gaze din nitrură de siliciu (Si_3N_4) ranforsată cu whiskers de SiC

Compozite ceramice remarcabile sînt, totuși, cele cu matricea constituită din *nitrură de siliciu* (Si_3N_4), întrucît această matrice poate suporta șocuri termice dintre cele mai severe, are o greutate specifică de circa 0,5 ori mai mică decît cea a oțelurilor și o rezistență mecanică de 2,5 ori mai mare; poate fi ranforsată cu fibre continue sau cu whiskers, fabricarea compozitului fiind posibilă atît prin sinterizare cît și prin consolidare cu reacție. În figura 10 sînt prezentate rotoarele pentru turbinele cu gaze, confecționate din *nitrură de siliciu ranforsată cu whiskers de carbură de siliciu*. Asemenea rotoare pot funcționa fără răcire la temperaturi de 1 250°C, ceea ce mărește considerabil eficiența termodinamică a turbinei. Ranforsarea cu whiskers de SiC a matricei de Si_3N_4 mărește tenacitatea pînă la o rezilință de 56 $MPam^{1/2}$ (de 10 ori mai mare decît pentru Si_3N_4 simplă). Utilizarea particulelor monocristaline (whiskers) în locul fibrelor continue prezintă avantaje privind izotropia proprietăților compozitului și ușurința de fabricație (whisker-ii sînt mai ieftini decît fibrele continue, iar compozitul poate fi obținut prin injectare și presare la cald).

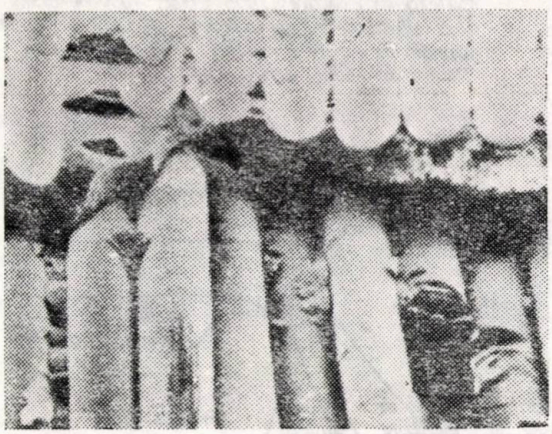
Ranforsarea nitrurii de siliciu cu fibre continue duce la realizarea unor compozite mai rezistente, cu o orientare a fibrelor ținută sub control, metoda fiind mai bine adaptată pentru obținerea de structuri plane sau cilindrice. Sînt utilizate fibre de carbon sau fibre de precursori. În acest ultim caz fibrele poliorganice fixate pe banda de nitrură de siliciu sînt supuse pirolizei, care le transformă în fibre ceramice.

O altă tehnologie de obținere a compozitelor cu matrice de Si_3N_4 este *consolidarea cu reacție*. Whisker-ii sau fibrele de ransforsare sînt dispersate în pulbere de Si, care prin reacție cu N_2 generează matricea de Si_3N_4. Procedeul este mai avantajos atît ca preț cît și ca temperatură de realizare în raport cu sinterizarea (1 450°C la consolidarea cu reacție față de 1 750°C la sinterizarea pulberii de Si_3N_4). Temperatura mai joasă micșorează riscurile de degradare a fibrelor. Protecția fibrelor de SiC cu un strat de carbon (obținut prin depunere chimică din vapori) are un efect considerabil în creșterea tenacității compozitului, slăbind legătura la interfața dintre fibrele de SiC și matricea de Si_3N_4. Efectul este dependent de grosimea stratului de acoperire care determină mecanismul prin care are loc ruperea compozitului. Așa cum pun în evidență micrografiile electronice scanning din figura 11, stratul de carbon de 3 μm (fig. 11, *a*) contribuie la tenacitatea compozitului, în timp ce un strat prea subțire, de 1 μm (fig. 11, *b*), are un efect slab. Fractografiile arată că în compozitul cu strat mai gros de acoperire a fibrelor ruperea s-a produs prin delaminare-alunecare între straturile de fibre (fig. 11, *a*), în timp ce în compozitul cu strat mai subțire de acoperire a fibrelor ruperea s-a produs prin fracturarea fibrelor (fig. 11, *b*). Mai multă energie este consumată pentru delaminarea fibrelor, ceea ce înseamnă o mai mare tenacitate a compozitului.

Compozitele ceramice cu matrice oxidică (Al_2O_3 sau ZrO_2) sînt dintre cele mai rezistente materiale structurale pentru temperaturi înalte (fig. 8).



a



b

Fig. 11. Micrografii (microscopie electronică scanning) ale compozitului cu matrice de nitrură de siliciu(Si_3N_4) ranforsată cu fibre de carbură de siliciu (SiC) acoperite cu C :

a — rupere tenace prin delaminare (strat de C de 3 μm depus pe fibrele de SiC); *b* — rupere fragilă a fibrelor de SiC (strat de C de 1 μm depus pe fibrele de SiC)

Alumina rezistă la uzură abrazivă și suportă temperaturi mai înalte decît ceramicele din carburi sau nitruri (pînă la 1 950°C). Ranforsate cu whiskers de SiC, *compozitele cu matrice de alumină* ating tenacități de ordinul 8,7 MPa.$m^{1/2}$ iar prin ranforsare cu fibre de alumină, compozitele cu matrice de alumină pot fi utilizate sub solicitări mecanice pînă la temperaturi de serviciu de 1 400°C. Asemenea compozite pot fi obținute printr-un proces mai avantajos decît sinterizarea și anume prin *infiltrare chimică din vapori*. Aplicat la producerea compozitelor Al_2O_3/Al_2O_3 procedeul constă din depunerea matricei de Al_2O_3 — formată prin reacție în fază gazoasă în atmosferă de $AlCl_3 + H_2 + CO_2$ — pe setul de fibre de Al_2O_3 poroasă, care va forma un monostrat de compozit. O serie de monostraturi pot fi astfel suprapuse pînă la grosimea dorită. Temperaturile și presiunile sînt considerabil mai scăzute decît la sinterizare, dar duratele sînt lungi, de ordinul sutelor de ore, iar temperatura trebuie să fie ținută sub control pentru a se împiedica creșterea granulației care slăbește rezistența mecanică.

Oxidul de zirconiu (ZrO_2 = zirconia) mai refractar chiar decît alumina, avînd temperaturi de serviciu peste 2 000°C, este azi produs sub formă de compozit tenace prin ranforsare cu fibre de SiC cărora li s-a aplicat o acoperire tenace de nitrură de bor (BN). Acoperirea protejează fibrele în timpul fabricării compozitului și slăbește legătura la interfața fibre/matrice, contribuind la creșterea tenacității compozitului. Un material tenace mai puțin obișnuit, pe bază de ZrO_2, este microcompozitul format prin transformare fazică cunoscut ca *TTZ* (*zirconia tenacizată prin transformare*). Acest material constă din două modificări alotropice ale oxidului de zirconiu ZrO_2. Cînd în material se dezvoltă o fisură, se creează tensiuni care provoacă transformarea uneia din faze în varietatea alotropică mai stabilă. Transformarea este însoțită de creștere de volum specific, iar în material iau naștere tensiuni de compresiune care stopează propagarea fisurii. În figura 12 este prezentată o proteză osoasă (articulația de șold) confecționată din TTZ, caracterizată prin coeficient de frecare mic la timp lung de funcționare și o rezistență la încovoiere de peste 1000 MPa, comparabilă cu cea a titanului.

Fig. 12. Proteză osoasă (articulație) din microcompozit TTZ (zirconia tenacizată prin transformare)

Interesul compozitelor cu matricea ceramică, în special al celor ranforsate cu whiskers de SiC, nu se limitează la aplicațiile pentru temperaturi înalte, ci datorită durității și rezistenței la uzură, la șoc mecanic și termic pe care ranforsarea le-o conferă, acestea au devenit cele mai noi materiale pentru scule așchietoare. În raport cu oțelurile rapide sau cu materialele dure din carburi sinterizate, în componența cărora intră proporții masive de metale scumpe și deficitare (W, Co, Cr, V etc.) compozitele cu matrice ceramică nu reclamă decît materii prime comune, disponibile. Viteza de așchiere

pe care *sculele din compozite cu matrice ceramică* o permit este de aproape 10 ori mai mare decît cea posibilă cu scule din carburi dure sinterizate, ele fiind apte pentru aşchierea unor materiale dificil de prelucrat cu scule din materialele tradiţionale (exemplu superaliajele pe bază de nichel).

Un domeniu special de utilizări la temperaturi înalte îl au *ţesăturile din fibre de zirconia* (ZrO_2) *stabilizate cu ytria* (YO_2) (fig. 13) care pot fi utilizate pînă la temperaturi de 2 600°C

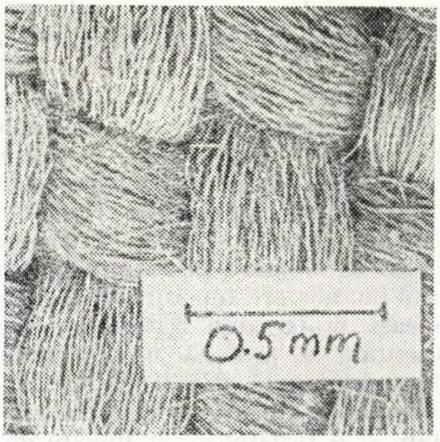
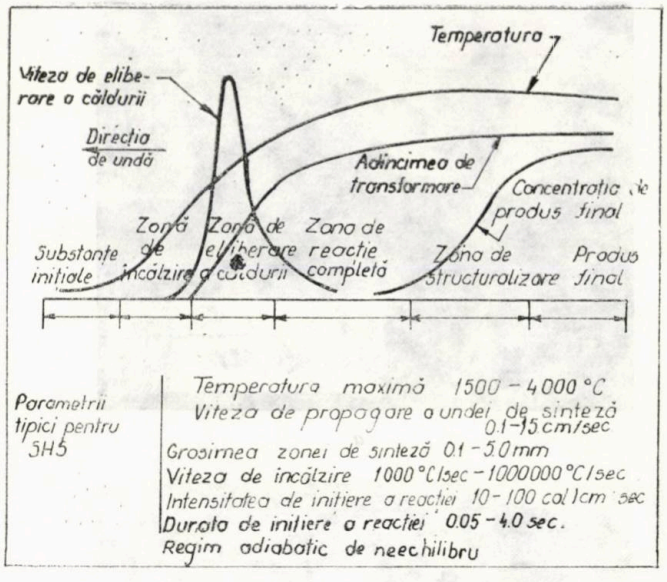


Fig. 13. Microcompozit de tip ţesătură ceramică din fibre de ZrO_2 stabilizat cu YO_2

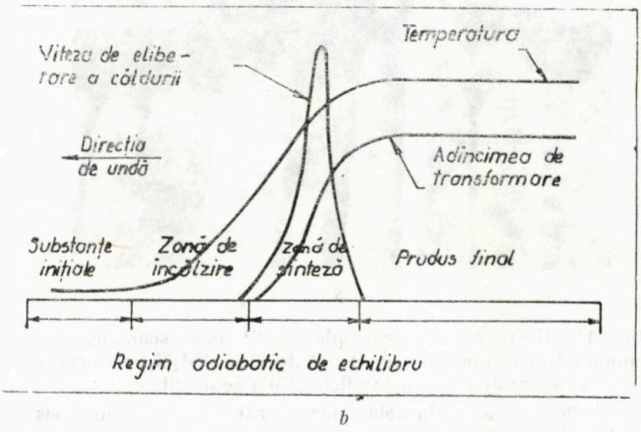
în medii puternic corosive cum sînt alcaliile şi sărurile topite sau metalele lichide (Al, Cu, oţelurile, superaliajele pe bază de Ni). Asemenea textile de tip compozit sînt utilizate ca separatori de electrozi în bateriile Ni-H pentru sateliţii de comunicaţii sau ca diafragmă separatoare de gaze în instalaţiile industriale de producere a hidrogenului prin electroliză.

Aceste compozite cu structură textilă se obţin prin impregnarea unei ţesături organice din rayon — care funcţionează ca precursor — cu o soluţie apoasă de clorură de zirconiu. După eliminarea excesului de soluţie prin centrifugare, au loc piroliza şi tratamentul termic prin care sărurile necristaline se transformă în ZrO_2 policristalină iar precursorul organic este eliminat. De interes recent este utilizarea compozitelor densificate de ZrO_2 ca barieră termică pentru combustibilul nuclear topit în caz de accident în centralele nucleare. Ecranul de ZrO_2 pentru izolarea combustibilului nuclear topit trebuie să suporte solicitări dintre cele mai severe (eforturi de compresiune de 15 MPa la temperaturi apropiate de 2 600°C şi coroziune din partea Zircalloy-ului topit din care sînt confecţionate tecile combustibilului nuclear) şi trebuie să aibă o bună conductivitate termică, rezistenţă la şoc termic şi rezistenţă la oxidare la temperaturi ultraînalte.

În tehnologia de obţinere a compozitelor cu matrice ceramică şi fibre de ranforsare din compuşi metalici refractari (carburi, nitruri, boruri, oxizi, aluminiuri, nicheluri) prezintă interes una



a



b

Fig. 14. Principiul şi parametrii caracteristici ai procedeului SHS (sinteză de temperatură înaltă cu autopropagare), pentru producerea compuşilor metalici refractari : *a* — regim adiabatic de neechilibru ; *b* — regim adiabatic de echilibru

din cele mai noi modalităţi de producere a acestor compuşi, şi anume procesul SHS (sinteză prin combustie sau sinteza de temperatură înaltă cu autopropagare). Iniţiată şi stabilită ca procedeu industrial în Uniunea Sovietică unul din cei mai importanţi producători mondiali de compuşi refractari ($MoSi_2$, Si_3N_4, TiC în cantităţi de peste 1000 tone pe an fiecare), metoda SHS implică o reacţie exotermă care produce temperaturi peste 2 500°C într-un amestec de pulberi sub compresie, transformîndu-l într-un compus compact cu <0,2 % componenţi nereacţionaţi. În cazul în care reacţia se produce în întreaga masă a pulberii, procedeul este numit explozie termică, iar în cazul cînd reacţia iniţial localizată se propagă ca o undă de sinteză, procedeul este numit sinteză cu autopropagare (fig. 14, *a*, *b*). De exemplu, compozitul cu matrice de alumină ranforsată cu particule de TiB_2 se obţine în procedeul SHS printr-un

proces de reducere aluminotermică a unui amestec de pulberi de TiO_2 și B_2O_3.

Comparativ cu procedeele de sinterizare, procedeele SHS sînt ultrarapide (timpul de proces este de ordinul secundelor sau minutelor în loc de ore sau zile), iar în comparație cu procedeele clasice de sinteză a compușilor refractari care cer cuptoare de temperatură ultraînaltă, explozia termică sau sinteza cu autopropagare se dispensează de sursele externe de încălzire.

BIBLIOGRAFIE

[1] Mollard, R., F., Flemings, NM. C. Met. Trans. AIME, S.U.A., *239*, 1967, p. 1526 și 1534.

[2] Petrescu, Maria. Buletinul I.P.B., seria Chimie — Metalurgie, tom. XL 1978 nr. 1, p. 79.

[3] Nakagawa, Y., G., Murakami J., K., Ohtomo, A., Saiga, Y. În: Trans. of the Iron and Steel Institute of Japan, *20*, Japonia,1980, nr. 9, p. 614.

[4] Gâdea, Suzana În: Metalurgia, R.S.R., *38*, 1986, nr. 11, p. 531.

[5] Gâdea, Suzana, Petrescu, Maria: *Structura și proprietățile compozitelor durificate cu fibre*. Metalurgie fizică și studiul metalelor, București, Ed. didactică și pedagogică, vol. 2, 1981, p. 260.

[6] Lemkey, F., D., Thompson, E., R. În: Metallurgical Transactions, S.U.A., *2*, 1971 p. 1537.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei R.F.G., nr. 9, 1987

Construcția, realizarea și ajustarea unei forme de turnare sub presiune mare pentru craterul motorului, p. 277 — Instalații automate de turnare sub presiune pentru elemente de motor Diesel, p. 281 — Turnare sub presiune de la artizanat la fabricare de precizie în serie. Dezvoltarea mașinilor de turnare sub presiune pînă în anul 1945. Partea a doua. Dezvoltarea și primele utilizări ale mașinilor cu camere reci, p. 285 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei cu grafit lamelar (urmare 24), p. 291.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 12, 1986

Problemele amplasărilor în atelierele de formare, p. 364— Principiul de bază al unui algoritm secvențial cu mai multe obiective, pentru o instalație de formare automatizată cu un program de producție foarte variat, p. 367 — Programarea secvențială asistată de calculator a contractelor de producție, pentru o instalație de formare automatizată, p. 370 — Efectele utilizării instalației automate de turnare de tipul INVR 6301 cu comandă prin memorie programabilă PS 2000, p. 375 — Utilizarea roboților industriali în turnătorie, p. 376.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 62, 1987

Precizia cîntăririi încărcăturilor în cubilou, p. 13 — Caracteristici comparate ale procedeelor de formare și miezuire, p. 20 — Influența zincului introdus în încărcăturile din turnătoria de fontă, p. 45 — Influența timpului de așteptare între călire și revenire asupra caracteristicilor mecanice ale aliajului A—S7G03 —Oțel turnat pentru pompe care vehiculează adaosuri abrazive și gudron acid, p. 57.

Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 63, 1987

Fontă cenușie hipereutectică, p. 4 — Ghidul traseului pieselor turnate din aliaje ușoare, p. 5 — Automatizarea turnătoriei Valeo, p. 8 — Laborator de turnătorie automatizată. Un robot pentru analizarea eșantioanelor, p. 19 — Studii americane privind turnarea aluminiului, p. 36.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 3, 1987

Masă de umplutură mulitocorindonică cu adaosuri de grafit și carbură de siliciu, p. 3 — Influența lianților de fosfați asupra rezistenței materialului pe bază de electrocorindon și pirofilit, p. 5 — Rezistența la fisurare a refractarelor corindonice într-un interval mare de temperaturi, p. 8 — Influența mediului de gaz asupra aglutinării amestecurilor caustice de magnezită și minereu de crom, p. 11 — Studierea proprietăților materialelor cu conținut de carbură de siliciu pentru recuperatoare, p. 16 — Degradarea termică a betoanelor ceramice silicoaluminoase cu lianți pe bază de cuarțită și șamotă, p. 19 — Modulul dinamic de elasticitate al refractarelor silica pentru cuptoarele de cocsificare, p. 24 — Influența dimensiunii grăunților asupra rezistenței ceramicii din dioxid de hafniu, stabilizat parțial cu oxid de ytriu, p. 27 — Utilizarea spectroscopiei de difuzie combinată a luminii la studierea complexă a arderii serpentinitului, p. 29— Particularitățile pregătirii maselor turnate mulitocorindonice cu umplutură, p. 33 — Procedeu nedistructiv cu unde radio de control și rolul său în creșterea calității produselor, p. 36— Determinarea procentului masic de oxid de crom în materialele magnezitice cu conținut de crom produse pe aparatul analizator fără cristale BARS—3, p. 40 — Influența parametrilor aerului secundar asupra regimului de încălzire a cuptorului-tunel, p. 41 — Aplicarea torcretării cu flacără pentru repararea căptușelii cuptoarelor Martin, p. 44 — Experiența exploatării și măsurile de prelungire a duratei de serviciu a cuptoarelor de cocsificare cu betoane refractare, p. 47 — Calculul capacităților industriei de refractare pe calculatorul electronic, p. 51 — Nou standard de stat pentru procedeele de selecție și pregătire a probelor refractarelor neformate, p. 53 — Creșterea calității producției — problemă importantă, p. 55 — Căptușirea oalelor de turnare a oțelului în străinătate, p. 57 — Modificarea structurii grăunților periclazici la acțiunea zgurelor asupra refractarelor din periclaz-carbon, p. 60 — Masă-torcret refractară fibroasă, p. 62.

Tendințe moderne în valorificarea superioară a minereurilor, concentratelor și subproduselor din metalurgie

Prof. dr. ing. M. Ieneiu,
dr. ing. P. Moldovan, dr. ing. D. Taloi
și dr. ing. N. Panait
Institutul politehnic București

CZ : 622.34 : 669

În prezent, principalele surse de materii prime pentru obținerea metalelor (minereuri, concentrate) fiind din ce în ce mai sărace se face apel la o serie de alte surse (minereuri sărace și complexe, subproduse, sterile vechi de haldă, cenuși, zguri, prafuri volatile, nămoluri, ape de mină, deșeuri etc.) a căror pondere în circuitul economic a crescut simțitor în ultimii ani.

În astfel de condiții, tehnologiile de valorificare s-au transformat radical, realizîndu-se multiple combinații de procedee (preconcentrare, concentrare selectivă, tratament în prezența reactivilor chimici, tratament pirometalurgic urmat de concentrare mecanică sau fizico-chimică), perfecționări de operații (sfărîmare, măcinare, clasare, prăjire, dizolvare, extracție) și schimbări în fluxurile tehnologice, care au dus la numeroase variante specifice pentru fiecare categorie de materie primă.

Tendințe moderne în prepararea substanțelor minerale utile

Epuizarea zăcămintelor bogate și cererea tot mai mare de concentrate de minereuri neferoase au impus atragerea în circuitul economic a zăcămintelor de minereuri sărace și greu preparabile. Astfel, începînd din anul 1965 conținutul în util al minereurilor neferoase a scăzut continuu. Luînd ca exemplu minereurile de cupru, se constată că în S.U.A. conținutul de Cu s-a redus de la 0,8 la 0,55 %, iar în Canada de la 1,2 la 0,8. Pentru a se obține o tonă de cupru, în anul 1965 se prelucrau 120 t minereu, în 1970, 170 t iar în prezent 200 — 220 t.

Dacă se analizează capacitatea de preparare a minereurilor de cupru a uzinelor din S.U.A. pe perioada 1965 — 1980 se constată (tabelul 1) că volumul de prelucrare a crescut de două ori iar cantitatea de concentrat s-a mărit cu 26 %, prețul cuprului pe piața mondială scăzînd în această perioadă.

În ultimul deceniu au fost construite, într-o serie de țări, întreprinderi de prelucrare a minereurilor cu capacități mari, de 80 — 100 mii t/zi.

Analizînd ponderea investițiilor care revin în procesul de preparare a operațiilor de sfărîmare, măcinare, clasare și transport, s-a constatat că acestea reprezintă 30—60 % din cheltuielile aferente.

La uzinele de preparare a minereurilor cuprifere, cheltuielile se repartizează astfel, % : sfărîmare într-o singură treaptă 3,7 ; sfărîmare în două sau mai multe trepte, 16,4 ; măcinare 25,8 ; remăcinare 2,1 ; flotație 22,3 ; filtrare, uscare 2,3 ; alte cheltuieli 26,5.

Tabelul 1

Evoluția prelucrării concentratelor cuproase în S.U.A.

Anul	1965	1970	1975	1980
Numărul de întreprinderi	95	108	105	86
Cantitatea de minereu prelucrată zilnic, mii t	495	564	782	898
Cantitatea de minereu prelucrată pe an, mil t	140	182	255	245
Cantitatea de concentrate pe an, mil t	5,3	6,5	7,8	6,7

Deoarece procesele de sfărîmare, măcinare și clasare necesită un consum mare de energie, metal și manoperă, realizarea unor scheme optime, ținînd seamă de proprietățile mineralelor, asigură o rentabilitate ridicată a tehnologiei și permite atragerea în circuitul economic a unor minereuri cu conținut scăzut de elemente utile.

În uzinele cu capacitate mare de prelucrare, care au fost construite după anul 1970, o extindere mare au căpătat următoarele scheme de preparare : operațiile comasate de clasare a produselor din treptele I și a II-a de sfărîmare ; (schema este rentabilă pentru minereuri cu o umiditate scăzută) ; operațiile separate de clasare prealabilă și de control al produselor din treapta a III-a de sfărîmare, cu amplasarea sistemelor de clasare direct sub concasoare. Schema prezintă siguranță în exploatare și este cea mai avantajoasă pentru minereurile mai uscate și argiloase precum și pentru sfărîmarea monostadială în circuit deschis sau închis cu dirijarea minereului sfărîmat în mori autogene.

Analiza utilajelor de sfărîmare arată că în uzinele de preparare cu capacități mari se utilizează în prezent concasoare giratorii cu diametrul gurii de încărcare de 1 525 — 1 830 mm și s-a prevăzut organizarea sfărîmării primare cît mai aproape de carieră pentru a se diminua cît mai mult posibil cheltuielile de transport.

Pentru sfărîmarea la o granulație medie sau fină se folosesc pe scară largă concasoarele conice (diametrul conului fiind de 2 125 mm), iar în prezent se construiesc concasoare mai mari, cu diametrul conului de 3 050 mm, care sînt deja utilizate la sfărîmarea minereurilor feroase și nemetalifere. Un astfel de concasor

pentru clasa de 50 mm asigură o productivitate de 1 650 t/h, ceea ce permite o reducere simțitoare a investițiilor. Pentru o secție de sfărîmare cu o capacitate de 40 000 t/zi este necesar să se monteze nouă concasoare conice cu diametrul de 2 135 mm (lungimea secției fiind de 61 m, productivitatea unui concasor fiind de 600 t/oră) sau patru concasoare conice cu diametrul de 3 050 mm (lungimea secției fiind de 38 m). Economiile pentru construcția secției sînt de aproximativ 20 milioane lei.

Pentru reducerea cheltuielilor de măcinare și sfărîmare, mai ales pentru minereurile complexe și sărace, se aplică pe scară largă, în fluxurile tehnologice, operațiile de preconcentrare, dintre care cele mai importante sînt : spălarea, sortarea, preconcentrarea pe mese vibratoare, prin zețaj, în medii dense etc.

Spălarea permite depozitarea în halde a fracțiunilor de șlam sau dirijarea acestora într-un circuit separat de prelucrare. Prezența materialelor argiloase în materia primă reduce productivitatea instalațiilor de sfărîmare și clasare, creează greutăți în transport, complică procesele de concentrare ducînd la scăderea extracțiilor de metal și a puterii calorice a combustibililor solizi. Operația este utilizată îndeosebi la prepararea cărbunilor dar se răspîndește din ce în ce mai mult și pentru minereurile feroase și neferoase argiloase și în mod deosebit pentru bauxite în scopul eliminării silicei și a argilei libere.

Procedeul de preconcentrare în medii dense este extrem de răspîndit în cadrul schemelor de preparare a minereurilor plumbo-cuproase, plumbo — zincoase, feroase, diamantifere, titanifere, wolframice, aurifere și în mod deosebit pentru tipurile de minereuri aluvionare. Aplicînd această tehnologie se asigură posibilitatea separării, dirijîndu-se spre haldă la începutul tehnologiei (după o sfărîmare prealabilă) circa 20 — 85 % fracții ușoare. Aceasta permite creșterea considerabilă a capacității uzinei, reducerea substanțială a costului preparării, putîndu-se atrage în circuitul economic minereurile complexe și sărace.

Procedeele de sortare a minereurilor au o largă răspîndire la prepararea minereurilor de uraniu, diamantifere, aurifere, argentifere, cuprifere, cupro-nichelifere și complexe. Sînt aplicate în Australia, America de Sud, Canada și S.U.A. Materialele supuse sortării au diametrul de peste 10 mm. Bucățile mai mari de minereu sînt trecute în separator cu ajutorul unor transportoare cu bandă, fiind tratate cu un fascicul laser care este reflectat de o oglindă cilindrică și recepționat de celula fotoelectrică, iar impulsurile se transmit unui calculator electronic care analizează fiecare fascicul indicînd conținutul elementelor utile. Cu ajutorul unor mecanisme, bulgării care conțin elemente utile sînt separați pe un alt transportor. În asemenea separatoare se pot prelucra pînă la 300 t/h minereu, îndepărtîndu-se pînă la 90 % din steril, randamentul de extracție depășind 95 %.

Preconcentrarea minereurilor prin zețaj pe mese vibratoare, pe jgheaburi este răspîndită în special pentru cărbuni, minereuri de metale rare și disperse, minereuri aluvionare.

Măcinarea, ca operație obligatorie în cazul cînd concentrarea se realizează prin flotație sau prin procedee hidrometalurgice, intervine cu o pondere mare în costul preparării. De asemenea, duce la un consum ridicat de energie electrică, de materiale metalice și poate contribui la impurificarea materiei prime.

Din această cauză, în prezent s-a redus numărul noilor uzine de preparare proiectate, cu două trepte de măcinare în mori cu bare și cu bile.

Schemele mai frecvent folosite în prezent sînt : măcinarea într-o singură treaptă, în mori cu bile de dimensiuni mari 5,5 × 11 m ; măcinarea autogenă a minereului macrogranular în mori de dimensiuni 12 × 4 m, cu măcinarea suplimentară în mori cu bile, în treapta a II-a de măcinare ; măcinarea autogenă în exclusivitate, folosind uneori și o încărcătură de bile care poate să ajungă pînă la 10 % din volumul morii.

Tendințe noi în utilizarea procedeelor combinate de preparare-prelucrare piro- sau electrometalurgică a concentratelor și a subproduselor metalurgice

Combinările posibile între tehnologiile de preparare mecanică, fizică sau fizico-chimică și tehnologiile piro — și electrometalurgice au început să fie din ce în ce mai răspîndite atît în valorificarea minereurilor refractare, alterate sau fin concrescute cît și în reutilizarea unor sterile de la concentrarea gravitațională, a prafurilor volatile, a scoarțelor și, în ultimul timp, a zgurelor din pirometalurgie.

Tehnologii cu largi aplicații în metalurgia fierului și în metalurgia metalelor neferoase

Reducerea directă în cuptoare rotative. Minereurile de fier cu un conținut ridicat de siliciu se supun procesului de reducere în cuptoare rotative cu obținerea de fier metalic sub formă de particule sferice cu dimensiuni de 0,1—100 mm (lupe), care se separă prin concentrare magnetică, după răcire și concasare. Această tehnologie poate fi aplicată minereurilor sărace, greu separabile prin alte metode, care conțin silicați de fier și aluminiu sau silicați de fier, aluminiu și mangan.

Prăjirea magnetizantă. Metoda permite o îmbogățire substanțială a minereurilor feroase care conțin limonită sau siderită, fiind încercată la valorificarea nămolului roșu de la procedeul Bayer care conține cca 0,5 — 0,6 t/t Al_2O_3.

Prelucrarea complexă a concentratelor colective. Concentratele colective de Ni—Cu—Ag se supun procesului de prăjire oxidantă urmată de topire

în convertizor, obținîndu-se un aliaj Cu—Ni care dizolvă metalele prețioase. Acesta, după sfărîmare, se supune operației de separare magnetică pentru obținerea produsului metalic de Cu—Ni, iar reziduul este tratat prin flotație, pentru separarea sulfurilor de nichel și cupru.

Concentratul de $CuFeS_2$ și FeS_2 se prăjește în atmosferă reducătoare sau neutră, obținîndu-se gaze cu sulf și un concentrat care se separă prin procedeul magnetic, realizîndu-se concentrate de pirotină și de calcopirită, calcozină și covelină care pot fi tratate direct în convertizor. Aceeași tehnologie se poate aplica și în cazul concentratelor colective de bornit și pirită.

Concentratele sulfuroase complexe de Pb—Zn—Cu—Fe se supun procesului de prăjire în atmosferă reducătoare, la 800 — 950°C, cînd peste 80% din PbS și ZnS se volatilizează, iar reziduul se supune concentrării magnetice.

Tratarea zgurelor metalurgice. Zgurele rezultate la topirea concentratelor cuproase pot avea compoziții diferite în funcție de tehnologia utilizată, de parametrii tehnologici sau de gradul de oxidare a componenților. Conținutul de cupru variază între 0,1 și 0,6% Cu la topirea în cuptoarele cu vatră, între 5 și 8% la convertizarea matelor sau la obținerea metalelor neferoase prin procedee continue într-un singur agregat. Compoziția lor este prezentată în tabelul 2.

Răcirea lentă a zgurelor, în domeniul de temperaturi 1 250—800°C, duce la coagularea particulelor de sulfuri peste dimensiuni de 50—100 μm.

Tabelul 2

Compoziția chimică a zgurelor din metalurgia cuprului

Compoziția, %	Topire în cuptor cu reverberație	Topire în suspensie	Procedeul Noranda	Prelucrare în convertizor
Cupru	0,2—0,6	1—1,5	8—10	3—5
Fier total	35	40	35	58
SiO_2	38	30	21	25
Fe_3O_4	7—12	13	25—29	25

Răcirea bruscă a zgurelor în jet de apă, în domeniul temperaturilor 800—20°C, împiedică desfășurarea reacțiilor de descompunere a sulfurii inferioare de cupru: $Cu_2S \rightarrow CuS + Cu$ și asigură măruntirea materialului, evitîndu-se procesele de flotație, de sfărîmare și de măcinare a zgurei în mori cu bile. Prin acest procedeu se realizează randamente de extracție a cuprului de peste 70—80%.

Tratarea zgurelor în cuptoare electrice la un raport $Fe/SiO_2 = 1{,}25$ duce la obținerea unei zgure cu 0,5% Cu care, împreună cu zgura de convertizor, se supune procesului de flotație, realizîndu-se extracții de cupru de 92—94%.

Prelucrarea prafurilor din metalurgie. Sursa principală de metale rare și disperse o reprezintă prafurile obținute prin diferite tehnologii pirometalurgice sau electrometalurgice (electrotermice), în special la tratarea concentratelor cuproase, zincoase și plumboase. În cadrul tehnologiei de topire în suspensie Outokumpu, în prafurile volatile se concentrează 30 — 90% din elementele rare și disperse prezente în concentrate: In, Cd, Ge, Tl, Re etc.

Principala particularitate a acestor prafuri o constituie conținutul variabil în metale neferoase uzuale (Pb, Zn, Cu), precum și conținutul relativ mare de componenți sterili (Fe_2O_3, SiO_2, CaO). Din acest motiv, în majoritatea cazurilor, se indică o prelucrare prealabilă a acestor prafuri, printr-o tehnologie pirometalurgică, atît în scopul îmbogățirii lor în metale rare și metale neferoase uzuale cît și pentru trecerea elementelor utile sub forma unor compuși chimici ușor de extras în operațiile ulterioare.

Clorurarea metalelor, oxizilor și sulfurilor. Această tehnologie este deosebit de răspîndită pentru diferite tipuri de materii prime (minereuri, concentrate, subproduse, cenuși de pirită etc.) atît în metalurgia metalelor neferoase grele, cît și în cazul metalelor ușoare, rare și disperse. Clorurarea este un proces de bază la extragerea magneziului și a titanului și prezintă perspective mari de aplicare, în viitorul apropiat și în metalurgia aluminiului, a plumbului și a zincului, clorurile obținute fiind ulterior supuse electrolizei în săruri topite.

La prăjirea clorurantă, reacțiile chimice care au loc sînt grupate în două categorii: reacții în faza solidă și reacții între o fază solidă și o fază gazoasă. Reacțiile din prima categorie sînt limitate de procesele de difuzie și, ca urmare, au o viteză mică, pe cînd cele între faze diferite au viteză mare de desfășurare. Procesul de clorurare trebuie să se desfășoare la o temperatură mai scăzută decît temperatura de topire a componenților încărcăturii iar ca sursă de clor se utilizează clor gazos, acid clorhidric gazos (rezultat în urma unor reacții) sau cloruri ale metalelor alcaline și alcalino-pămîntoase.

Sulfurarea termică a minereurilor oxidice poate fi aplicată pentru Cu, Zn, Pb, Sm, Co, Ni, Cd etc. Pentru sulfurare se utilizează un amestec diluat de SO_2 cu un gaz reducător care, în domeniul de temperaturi de 400 — 600°C, acționează asupra compușilor oxidici transformîndu-i în sulfuri care, ulterior, se supun procesului de concentrare diferențială prin flotație.

Tendințe moderne în aplicarea proceselor combinate de preparare — prelucrare hidrometalurgică

Aceste procedee sînt mult mai răspîndite pe plan mondial, reprezentînd în prezent un domeniu de graniță între preparare și metalurgia extractivă, fiind cunoscut sub denumirea de *mineralurgie*.

Procedeele au la bază următoarele operații unitare mai importante:

— dizolvarea compușilor solubili din minereuri sau cu ajutorul diferiților reactivi (H_2SO_4, HNO_3, HCl, HF, NaOH, KOH, $Fe_2(SO_4)_3$, $FeCl_3$, săruri de amoniu, cloruri alcaline, cianuri) sau cu ajutorul microorganismelor, în prezența sau absența oxigenului, la temperaturi și presiuni ale mediului ambiant sau la temperaturi și presiuni ridicate (în autoclave);

— precipitarea metalelor din soluții prin hidroliză, cementare, electroliză, etc.;

— extragerea metalelor utile prin flotație, separare magnetică, electroliză sau reducere cu gaze din soluții (reducere cu H_2 sau SO_2).

În cazul minereurilor metalelor neferoase grele (în special cupru și zinc) sînt aplicate cu rezultate bune unele tehnologii, dintre care cele mai utilizate sînt :

● Dizolvarea minereurilor oxidice în soluții de acid sulfuric urmată de precipitarea cuprului cu ajutorul fierului (cementare). Depunerea cuprului se realizează în celule de flotație, realizîndu-se simultan extragerea cuprului metalic și a celui sub formă de sulfuri în concentrat; fierul nereacționat se separă din reziduu pe cale magnetică.

Pentru minereuri cu steril de carbonați, solubilizarea se realizează cu soluții amoniacale $(NH_4)_2CO_3 + NH_4OH$.

Prelucrarea concentratelor complexe prin hidrometalurgia sub presiune realizează tratarea directă, în autoclave, a concentratelor polimetalice, fără un tratament prealabil, obținîndu-se într-o singură operație oxidarea și trecerea compușilor utili în soluție sau în reziduu. Această tehnologie, care are la bază oxidarea sulfurilor neferoase cu oxigen gazos în soluție, are avantajul, față de pirometalurgie, că realizează randamente ridicate de extracție a tuturor componenților utili prezenți în concentrat, nu poluează atmosfera (nu se obține SO_2 ci sulf elementar) și asigură o puritate mai avansată a metalelor extrase.

● Procedeul de solubilizare cu oxizi de azot și H_2SO_4 (L.N.S.) a permis elaborarea unei tehnologii de extragere a elementelor utile din minereuri sărace, complexe și oxidate. Oxidul de azot (NO), rezultat la faza de solubilizare, reacționează cu oxigenul în coloana de oxidare, generînd NO_2 care este barbotat direct în reactorul de dizolvare. Cuprul din soluții se extrage prin electroliză cu agitare pneumatică, îmbunătățindu-se calitatea cuprului catodic și reducîndu-se cheltuielile de investiții cu 15%. Procedeul a fost perfectat ca o alternativă capabilă să satisfacă toate cerințele pentru prelucrarea majorității minereurilor cuproase, cupro-zincoase, cupro-nichelifere, avînd următoarele avantaje : se utilizează un oxidant puternic și regenerabil pentru solubilizarea tuturor elementelor utile; se solubilizează cu H_2SO_4 prin eliminarea fierului și recuperarea cuprului catodic; metalele utile din subproduse sînt recuperabile la randamente de peste 80%; sterilele care se obțin prin această tehnologie nu conțin substanțe poluante pentru mediul ambiant.

Analizele economice efectuate au arătat că acest procedeu necesită cheltuieli de investiție comparabile și cheltuieli de exploatare mai scăzute decît alte procedee hidrometalurgice. Este superior față de procedeele pirometalurgice pentru instalații cu o capacitate sub 50 000 t Cu/an, asigură prelucrarea unei game largi de materii prime, poluează mai puțin mediul ambiant, se valorifică complex materia primă.

● Procedeul de solubilizare bacteriologică a minereurilor, concentratelor și a altor materii prime este un proces de milenii, dar abia în anul 1954 s-a demonstrat că bacteriile au un rol activ în acest proces. Bacteriile pot oxida direct sulfurile la sulfați sau pot regenera solventul prin oxidarea ionilor bivalenți ai fierului la ioni de fier trivalent. În acest mod fluxul tehnologic are un caracter continuu.

Deși acest procedeu este încă în fază incipientă și nu au fost elucidate toate fenomenele și procesele fizico-chimice care îl însoțesc, a confirmat numeroasele sale avantaje :

— prelucrarea unei game largi de minereuri și concentrate sulfuroase, cu recuperarea avansată a tuturor elementelor utile : minereuri fin concrescute, minereuri alterate, minereuri sărace și foarte sărace, sterile vechi, subproduse din metalurgie, zgure etc.;

— micșorarea cheltuielilor de transport prin amplasarea instalațiilor în apropierea minei sau carierei de extracție sau solubilizarea în zăcămînt, ceea ce creează avantaje atît din punct de vedere economic cît și ecologic;

— simplificarea instalațiilor și prelucrarea unor cantități mari în unitatea de timp; ele pot fi construite din unități modulare;

— producerea unei cantități importante de acid sulfuric;

— nu poluează mediul ambiant.

BIBLIOGRAFIE

[1] Jarrett, N. În: Metallurgical Trans., S.U.A., vol. 18 B, nr. 2, 1987, pag. 289.

[2] Tarasoff, P. În: Metallurgical Trans., S.U.A., vol. 15 B, nr. 3, 1984, p. 411.

[3] Litvintzev, E., G. ș.a. În: Țvetnie metalli, U.R.S.S., nr. 4, 1987, p. 86.

[4] Bociarov, V.,A. ș.a. În: Țvetnie metalli, U.R.S.S., nr. 6, 1987, p. 80.

[5] Belii, A., V. ș.a. În: Țvetnie metalli, U.R.S.S., nr. 8, 1987, p. 25.

[6] Sîciev, A., P. În: Țvetnie metalli, U.R.S.S., nr. 8, 1987, p. 16.

Metalurgia în afara agregatelor de elaborare — o cale fructuoasă de creștere a calității oțeiurilor

Prof. dr. doc. ing. I. Tripșa
Institutul politehnic București

CZ : 669.161.18

Procedeele convenționale de elaborare a oțelurilor în cuptoare Martin sau electrice, precum și în convertizoare cu oxigen, folosesc un singur agregat metalurgic în care se desfășoară toate procesele fizico-chimice de transformare a încărcăturii metalice în oțelul cu compoziția chimică și proprietățile prescrise de standarde. La sfîrșitul acestor procese, șarja de oțel este evacuată în oala de turnare, iar aceasta se transportă spre lingotiere sau spre instalația de turnare continuă, în care, după turnare, oțelul elaborat se solidifică rezultînd structura corespunzătoare.

Pentru a răspunde exigențelor din ce în ce mai pretențioase ale utilizatorilor de oțeluri, în primul rînd ale celor din ramurile de vîrf ale economiei, și necesităților acute de a economisi materiale și mai ales energie, precum și pentru protejarea mediului ambiant, în ultimele două decenii, oțelarii au pus la punct noi tehnologii și utilaje care au căpătat în literatura de specialitate denumirea de metalurgie în oală sau metalurgie secundară [1].

Noutatea acestor tehnologii constă în fragmentarea procedeelor de elaborare a oțelurilor în două etape, realizate fiecare în agregate diferite. În prima etapă, desfășurată într-un agregat metalurgic clasic (cuptor Martin, cuptor electric sau convertizor cu oxigen), ca urmare a topirii și afinării încărcăturii metalice, se obține un produs intermediar lichid sub forma unei topituri metalice nefinisate care poate fi denumită — cu oarecare dificultate — oțel brut, pentru că nu poate fi nici turnat și nici utilizat.

Acest produs este supus, în mod obligatoriu, unor operații de rafinare și aliere, efectuate în afara agregatului de elaborare, atît în oala de turnare, cît și în unele agregate specializate. Aceste agregate seamănă mai mult sau mai puțin cu oala de turnare sau folosesc oala de turnare.

Rezultă deci că, în noua concepție, oțelurile de calitate superioară se elaborează în două etape succesive — una primară și cealaltă secundară — efectuate în agregate diferite. Elaborarea primară a oțelurilor se efectuează în agregatele clasice, cunoscute, iar elaborarea secundară, în noile agregate utilizate în ultimii ani. Pînă în prezent, se cunosc mai mult de 30 de agregate pentru elaborarea secundară a oțelurilor iar numărul lor continuă să crească, domeniul dovedindu-se a fi deosebit de fertil.

Pentru a le clasifica și a le ordona în prezentare, se pot folosi două criterii diferite : primul se referă la forma agregatului folosit, care poate fi oală de turnare sau un tip special de convertizor, iar al doilea criteriu de clasificare este presiunea la care se desfășoară elaborarea secundară a oțelurilor. În primul caz, presiunea este apropiată de valoarea presiunii atmosferice, iar în al doilea caz elaborarea secundară se efectuează în vid. Se vor enumera cîteva exemple :

Elaborarea secundară a oțelurilor în oală la presiune obișnuită : rafinarea cu zgure sintetice ; rafinarea prin amestecare electromagnetică ; barbotarea cu oxigen ; dezoxidarea la evacuare ; desulfurarea la evacuare ; dezoxidarea cu sîrmă ; dezoxidarea cu blocuri ; injectarea de pulberi ; răcirea controlată și rafinarea în oală-cuptor.

Elaborarea secundară în vid a oțelurilor folosind oala de turnare : degazarea în oală simplă sau folosind barbotarea cu argon ori amestecarea electromagnetică a oțelului : turnarea lingourilor mari în vid ; degazarea în porții (DH) ; degazarea în flux (RH) ; amestecarea prin pompare ; vid-oxigen-decarburare (VOD) ; vid-arc-degazare (VAD) și degazare în flux cu oxigen (RH OB).

Elaborarea secundară a oțelurilor în convertizoare speciale la presiune obișnuită : argon-oxigen-decarburare (AOD).

Elaborarea secundară a oțelurilor în convertizoare speciale în vid : vid-oxigen-decarburare în convertizor (VODC).

Tehnologia sau tehnologiile precum și complexitatea operațiilor de rafinare depind de destinația oțelului, de compoziția dorită și de nivelul de puritate impus. Principalele procese metalurgice forțate să se desfășoare pînă la limite imposibil de atins fără rafinarea secundară a oțelurilor sînt : desulfurarea pînă la nivelul de 5 ppm, defosforarea pînă la nivelul de 5 ppm, dezoxidarea pînă la nivelul de 10—15 ppm, decarburarea pînă la nivelul de 30—50 ppm, îndepărtarea hidrogenului pînă la nivelul de 1 ppm, îndepărtarea azotului pînă la nivelul de 40—60 ppm. Se asigură creșterea purității oțelului pînă la punctajul 1 cu modificarea concomitentă a fazei incluzionare în stare globulară uniform repartizată, omogenizarea temperaturii și reglarea ei în funcție de temperatura cerută la turnare, precum și folosirea unor feroaliaje ieftine în locul altora mult mai scumpe (ferocromul cu un conținut mare de carbon) la elaborarea oțelurilor inoxidabile, refractare și anticorosive.

Aceste performanțe de ordin metalurgic sînt însoțite, în cazul procedeelor de rafinare se-

cundară a oţelurilor, de următoarele avantaje tehnico-economice:

— creşterea productivităţii agregatelor de elaborare primară, ca urmare a scurtării duratei şarjelor prin transferarea operaţiilor de rafinare în afara acestor agregate care devin astfel „simple maşini de topire"; acest avantaj este maxim în cazul elaborării primare în cuptoare electrice cu arc, la care puterea instalată a transformatoarelor este folosită sub 50 % în perioada de rafinare;

— micşorarea sensibilă a consumurilor de combustibil şi energie electrică, datorită scurtării duratei de elaborare a şarjelor în agregatele primare, consumurile energetice la rafinarea secundară fiind mult mai mici decît economia obţinută la agregatele primare;

— obţinerea unor însemnate economii de feroaliaje datorate unei mai bune asimilări a elementelor dezoxidante şi de aliere în oţel, deoarece în agregatele secundare se asigură amestecarea intensă a băii metalice;

— agregatele de elaborare secundară permit folosirea mai largă a conducerii automate a proceselor tehnologice, inclusiv cu ajutorul calculatoarelor electronice de proces, ceea ce contribuie la creşterea productivităţii şi la îmbunătăţirea calităţii oţelului.

Pentru punerea la punct a diferitelor procedee de rafinare secundară a oţelului au fost lămurite, din punct de vedere teoretic, mai multe aspecte privind interacţiunea cu baia metalică a bulelor de gaze inerte şi a pulberilor reactive, precum şi particularităţile desfăşurării în vid a diferitelor procese metalurgice. Ca urmare, s-a îmbogăţit considerabil ştiinţa elaborării oţelurilor cu 3 capitole noi: formarea şi evoluţia în baia metalică a bulelor de gaze inerte care au rolul de amestecare a oţelului eliminînd hidrogenul, azotul şi incluziunile nemetalice din oţel [2], [3]; mecanismul procesului de injectare a pulberilor reactive în baia metalică, termodinamica şi cinetica proceselor de desulfurare, dezoxidare şi modificare a fazei incluzionare determinate de injectarea pulberilor reactive [4]; termodinamica, cinetica şi mecanismul proceselor fizico-chimice la prelucrarea în vid a oţelurilor privind eliminarea hidrogenului şi azotului, evaporarea în vid a unor elemente însoţitoare din baia metalică, reducerea oxizilor în vid, dezoxidarea şi decarburarea oţelului în vid, germinarea, creşterea şi eliminarea bulelor de monoxid de carbon, interacţiunea băii metalice şi a zgurei cu căptuşeala refractară în vid [5], [6], [7].

Rafinarea secundară a oţelurilor a determinat schimbarea concepţiei privind proiectarea atelierelor de oţelărie prin intercalarea în fluxul tehnologic a agregatelor secundare între agregatele primare şi sectoarele de turnare în lingouri sau în bare continue [8]. A devenit actuală necesitatea de a modifica chiar şi construcţia agregatelor primare pentru a asigura reţinerea completă a zgurei şi evacuarea topiturii metalice fără zgură. Un exemplu concludent este noua construcţie excentrică a vetrei cuptoarelor electrice cu arc care permite evacuarea pe verticală a topiturii metalice. S-au proiectat şi s-au construit dispozitive pentru reţinerea zgurei în convertizoarele cu oxigen.

Cea mai importantă mutaţie datorită rafinării secundare a oţelurilor s-a produs însă în mintea cercetătorilor, determinînd un nou impuls în studierea posibilităţilor de punere la punct a viitorului procedeu de elaborare continuă a oţelurilor, capabil să asigure numeroase şi substanţiale avantaje metalurgice şi tehnico-economice, comparativ cu procedeele actuale, discontinue, de elaborare. Se remarcă perfecta integrare a elaborării secundare a oţelurilor în schema logică generală a cercetărilor care se întreprind pentru clarificarea numeroaselor probleme de ordin teoretic şi practic ale elaborării continue. Într-adevăr, pentru trecerea de la procedeele discontinue la cele continue este necesară separarea diferitelor procese fizico-chimice în etape succesive şi asigurarea unor condiţii optime de desfăşurare a fiecărui proces fizico-chimic în etapa respectivă. Elaborarea secundară a oţelurilor, realizată cu succes în prezent, a separat afinarea băii metalice de rafinarea acesteia, creînd, aşa cum rezultă din analiza procedeelor, condiţii optime pentru rafinarea oţelurilor. Rămîne de soluţionat separarea în etape succesive a proceselor fizico-chimice referitoare la desilicierea, defosforarea şi desulfurarea fontei lichide, precum şi a topirii fierului vechi, toate aceste procese fiind anterioare procesului de decarburare a băii metalice. Pentru procesul fizico-chimic al decarburării băii metalice, toţi specialiştii din cercetarea metalurgică împărtăşesc părerea că agregatul optim este convertizorul cu suflarea combinată a oxigenului şi a gazelor inerte. Deci, şi pentru etapa decarburării băii metalice din schema logică generală a elaborării continue a oţelurilor este disponibilă o soluţie corespunzătoare.

Este avansată cercetarea procesului de desiliciere a fontei pe jgheabul furnalului, care ar asigura desfăşurarea elaborării oţelurilor cu o cantitate minimă de zgură [9], creînd condiţii optime pentru desfăşurarea proceselor fizico-chimice privind defosforarea şi desulfurarea prealabilă a fontei în oala de transportare spre oţelărie [10].

Mai puţin avansate sînt cercetările privind topirea continuă a fierului vechi pentru introducerea topiturii metalice în agregatul pentru elaborarea continuă, deşi cercetătorilor le sînt clare avantajele introducerii fierului vechi sub formă de topitură în comparaţie cu introducerea ca încărcătură solidă atît în procedeele de elaborare continuă, cît şi în procedeele actuale, discontinue.

Remarcîndu-se valoroasa cercetare efectuată în U.R.S.S. pentru topirea fierului vechi într-un agregat rezultat din combinarea unui cuptor cu cuvă cu un cuptor cu vatră [11], dar și consumurile relativ mari de gaz metan și de oxigen pe care le cere acest procedeu, se apreciază că este mai aproape de soluția căutată pretopirea fierului vechi cu ajutorul căldurii fizice și chimice a gazelor primare rezultate de la decarburarea băii metalice în convertizoare cu oxigen [12].

Cercetarea științifică a oferit și oferă soluții pentru rezolvarea diferitelor etape ale viitorului procedeu de elaborare continuă a oțelurilor, urmînd ca într-un viitor apropiat să se treacă la cercetările hotărîtoare de îmbinare într-un întreg a diferitelor etape succesive.

Fără îndoială că asemenea cercetări sînt costisitoare și pot fi efectuate numai în măsura în care soluțiile parțiale și finale răspund stringentelor cerințe ale industriei. De aceea, se semnalează cerința privind înlocuirea cuptoarelor Martin cu agregate de elaborare continuă a oțelurilor care să prelucreze aceeași încărcătură metalică, formată din aproximativ 50% fier vechi și 50% fontă lichidă, cu mențiunea că actualele procedee disponibile nu pot prelucra în condiții ideale această încărcătură metalică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripșa, I. și Pumnea, C. *Retopirea și rafinarea oțelurilor*. București, Ed. tehnică, p. 384.

[2] Asai, A., Okamoto, T. și Muchi, I. *Mixing Time of Refining Vessels Stirred by Gas Injection*. Japan-Sweden Symposium on Process Metallurgy, Stockholm, 21—22 mai 1981.

[3] Gherasimov, I., Hașin, G. și Vesnii, I. *Vnepecinaia obrabotka stali neitralnîmi gazami*. În: Metallurg, U.R.S.S., nr. 5, 1980, p. 23—24.

[4] Holappa, L., *Review of Ladle Metallurgy*. Intern. Conference on Injection Metallurgy. Luleå, MEFOS, Iernkontoret, 12—13 iunie, 1980.

[5] Olette, M., Antoine, J. *Le traitement sous vide de l'acier liquide*. În: C.I.T., Franța, nr. 5, 1979.

[6] Apa, L. *Decarburarea și dezoxidarea oțelului lichid la tratarea sub vid*. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 3, 1974.

[7] Dragomir, I. *Calculul variației conținutului de oxigen și carbon la dezoxidarea oțelului în vid*. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1978.

[8] Banker, R. și Fitzgerald, F. *Trends in Secondary Steelmaking for Carbon and Alloy Steel Production*. În: Steel Times Intern., Anglia, nr. 12, 1980, p. 14—19.

[9] Tripșa, I. *Tehnologii noi pentru reducerea consumurilor de materiale la elaborarea oțelului în convertizoarele cu oxigen*. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 5, 1986.

[10] xxx Transactions of I.S.I.J., Japonia, vol. 25, 1985, p. 655—656.

[11] Varvarski, A. P. ș.a. — *Metallurghiceskaia podgotovka metallurghiceskogo loma k plavke*. În: Stal, U.R.S.S., nr. 6, 1978, p. 507—511.

[12] Tripșa, I. *Posibilități de folosire eficientă a căldurii fizice și chimice a gazelor primare de convertizor*. Sesiunea de comunicări ICEM-I.P.B., septembrie 1986.

Conf. dr. ing. C. Dumitrescu
Institutul politehnic București

Faze intermetalice în aliaje aluminiu-zirconiu*

CZ : 669.71 : 669.018.4

Considerații generale

Elementele modificatoare cu temperaturi relativ scăzute de topire (Cu, Mg) acționează în sensul scăderii tensiunii de suprafață între faze. Ele sînt adsorbite la suprafața dendritelor, împiedicînd creșterea acestora. Influența modificatoare a elementelor greu fuzibile (Ti, B, Cr, Mo, V) este explicată prin formarea de compuși stabili, care servesc drept germeni de cristalizare a aliajelor de aluminiu.

Influența adaosurilor de zirconiu asupra structurii de turnare a aluminiului și a aliajelor sale este menționată într-un număr relativ redus de publicații.

F. A. Crossley și L. Gr. Monodorfo [1] au cercetat o serie de aliaje cu conținuturi variabile de zirconiu, solidificate în condiții de răcire lentă. Rezultatele obținute arată că adaosuri de pînă la 0,4 % Zr au ca efect finisarea grăunților iar conținuturi mai mari de zirconiu nu influențează favorabil structura de turnare, aceasta rămînînd grosolană.

G. W. Delamore și R. M. Smith [2] avansează două ipoteze în scopul explicării mecanismului de finisare a structurii de turnare:

— la solidificare, pe baza reacției peritectice dintre topitură și compusul intermetalic primar de echilibru $ZrAl_3$;

— formarea în topitură, în cursul elaborării, a carburilor sau a borurilor de zirconiu care acționează ca centre de cristalizare la solidificarea acestor aliaje.

Într-o altă lucrare [3] sînt prezentate rezultatele privind legătura dintre dimensiunea grăuntelui de turnare, viteza de răcire la solidificare și conținutul de zirconiu al aliajelor. Un puternic efect de finisare a structurii este pus în legătură cu existența unei faze metastabile ZrA_3, care apare în condiții bine determinate privind conținutul în zirconiu și viteza de răcire la solidificare a aliajelor. Direcțiile cristalografice ale fazei metastabile $ZrAl_3$ sînt orientate paralel cu cele ale soluției solide α_{Al} care formează masa metalică de bază. Este avansată ipoteza potrivit căreia la aliajele hipereutectice faza metastabilă $ZrAl_3$ cu structură cubică (fig. 2, *b*) are rol de germene de cristalizare [6].

D.I. Mc. Pearson și M. Hansen [4] au trasat diagrama de echilibru a sistemului Al-Zr pe baza determinărilor metalografice și a analizei termice (fig. 1). După cum rezultă, în domeniul aliajelor de interes practic structura este formată din două faze : soluție solidă α_{Al} și faza de echilibru $ZrAl_3$ cu structură tetragonală (fig. 2, *a*). Din diagramă rezultă, de asemenea, că odată cu creșterea vitezei de răcire la solidificare gradul de suprasaturare a cristalelor de soluție solidă α_{Al} crește, putînd ajunge pînă la 1,2 % Zr la viteze de răcire de 500°C/s [5]. Dacă

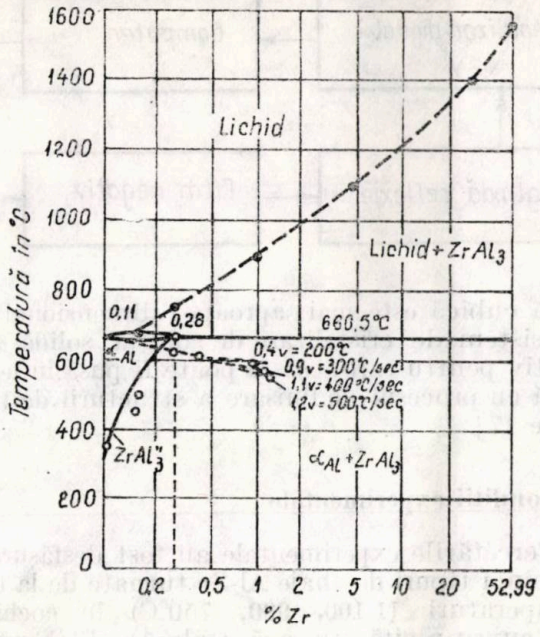


Fig. 1. Diagrama de echilibru al sistemului Al-Zr

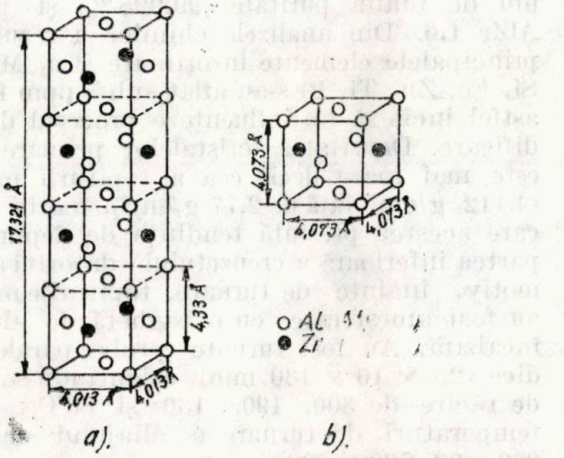


Fig. 2. Sistemele de cristalizare ale fazei intermetalice $ZrAl_3$: *a* — $ZrAl_3$ tetragonal de echilibru ; *b* — $ZrAl_3$ cubic metastabil

se ține seamă de faptul că soluția solidă α_{Al} cristalizează în sistemul cubic cu fețe centrate avînd o constantă de rețea $a = 4{,}049$ Å [10], se observă că faza metastabilă $ZrAl_3$ cu struc-

* Lucrare realizată în Gemeinschaftslabor für Elektronenmikroskopie der Rheinwestfalischen technischen Hochschule, Aachen, R.F.G.

Tabelul 1

T_{turn} = 1100 °C			T_{turn} = 900 °C			T_{turn} = 750 °C		
Probe	Aliaje	Zr, %	Probe	Aliaje	Zr, %	Probe	Aliaje	Zr, %
1	Al — 1,2 Zr	1,20	6	Al — 1,2 Zz	1,10	11	Al — 1,2 Zr	1,19
2	Al — 0,8 Zr	0,89	7	Al — 0,8 Zr	0,84	12	Al — 0,8 Zr	0,87
3	Al — 0,5 Zr	0,52	8	Al — 0,5 Zr	0,48	13	Al — 0,5 Zr	0,52
4	Al — 0,3 Zr	0,32	9	Al — 0,3 Zr	0,30	14	Al — 0,3 Zr	0,31
5	Al — 0,1 Zr	0,09	10	Al — 0,1 Zr	0,11	15	Al — 0,1 Zr	0,11

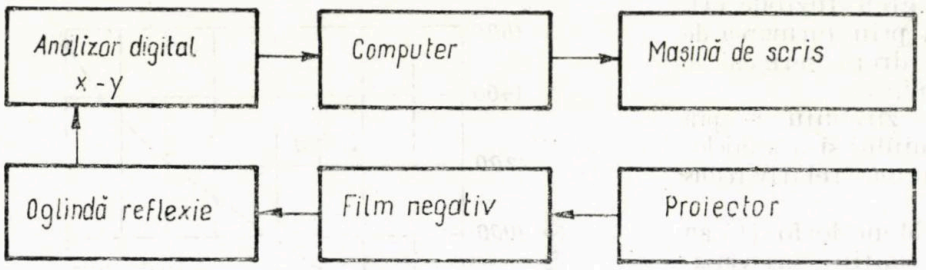


Fig. 3. Schema monobloc a instalației semiautomate de identificare a fazelor [9]

tură cubică este mai aproape dimensional și ca sistem de cristalizare de soluția solidă α_{Al}, motiv pentru care aceasta poate fi pusă în legătură cu procesul de finisare a structurii de turnare [7].

Condiții experimentale

Cercetările experimentale au fost desfășurate pe cinci tipuri de aliaje Al-Zr turnate de la trei temperaturi (1 100, 900, 750°C) în cochilie de cupru răcită cu apă (tab. 1). Elaborarea s-a făcut în creuzet de alumină, folosind aluminiu de înaltă puritate (99,998 %) și prealiaj AlZr 1,6. Din analizele chimice a rezultat că principalele elemente însoțitoare (Cu, Mn, Mg, Si, Fe, Zn, Ti, B) s-au aflat sub 5 ppm fiecare, astfel încît să nu influențeze procesul de solidificare. Densitatea cristalelor primare $ZrAl_3$ este mai mare decît cea a topiturii metalice (4,112 g/cm³ față de 2,77 g/cm³), motiv pentru care acestea prezintă tendința de depunere în partea inferioară a creuzetului; datorită acestui motiv, înainte de turnare, topiturile metalice au fost amestecate cu o baghetă de alumină, încălzită. Au fost turnate probe paralelipipedice (25 × 10 × 130 mm), asigurîndu-se viteze de răcire de 300, 190, 130 și 80°C/s pentru temperaturi de turnare a aliajului de 1100, 900, 800, 700 și 600°C.

Pentru desfășurarea studiilor de metalografie optică probele au fost pregătite prin șlefuire mecanică și lustruire electrolitică prin metoda Bollmann, folosindu-se un electrolit alcătuit din acid percloric 60 % și alcool etilic în proporții de 9 :1. Lustruirea electrolitică s-a efectuat la temperaturi cuprinse între 8 și 14°C, tensiunea 6 V, iar durata lustruirii 7—10 min.

Dimensiunea grăuntelui de turnare a fost determinată prin metoda intersecțiilor liniare [8].

Cercetările de microscopie electronică au fost desfășurate pe un microscop electronic de transmisie JEOL JEM 200 A prevăzut cu gonicmetru. Tensiunea de accelerare a electronilor a fost de 200 kV. Pentru identificarea fazelor structurale a fost utilizată metoda figurilor de difracție [9], folosindu-se în acest scop o instalație semiautomată prevăzută cu un calculator a cărei schemă se prezintă în figura 3.

În vederea identificării, prin filmul metalografic cu format 6 × 9 cm se trece un fascicul de lumină, pentru mărire, în vederea reducerii erorilor de măsurare, fiind reflectat de o oglindă pe un ecran al unui analizator X-Y. Pozițiile reflexiilor primare și secundare sînt redate cu ajutorul analizatorului digital X-Y și introduse într-un calculator tip Wang 700. Cu ajutorul unui program de calcul întocmit pentru siste-

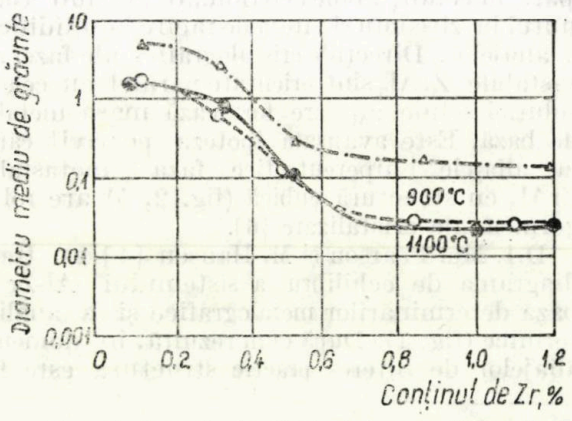


Fig. 4. Diametrul mediu de grăunte de turnare în funcție de temperatura de turnare și de conținutul în zirconiu al aliajelor de aluminiu

mele de cristalizare caracteristice materialelor metalice se determină, luînd ca bază poziția reflexiei primare, unghiul dintre direcțiile vectorilor <100> și <001> cu ajutorul unui factor de conversie rezultat din calculul figurilor de difracție ale unei pelicule de aur luată ca referință. Avînd în vedere că erorile de determinare nu trebuie să depășească 2%, alături de datele de difracție introduse în calculator, pe lîngă sistemul de cristalizare și parametrii de rețea corespunzători fazei prezumate, se mai introduce și valoarea erorii. Rezultatele obținute sînt înscrise automat de mașina de scris pe un formular, făcîndu-se în același timp și schema reflexiilor. În cazul în care faza prezumată nu se încadrează în datele obținute la calculul figurii de difracție, mașina de scris nu înscrie rezultatele, anunțînd încheierea testării. O determinare durează în total cinci minute. Principalele date necesare calculului de identificare sînt: croarea de măsurare, care trebuie să fie sub 2%; valorile (hkl) posibile; cei doi vectori de comparație și unghiul cuprins între aceștia; sistemul de cristalizare și parametrii de rețea ai fazei prezumate.

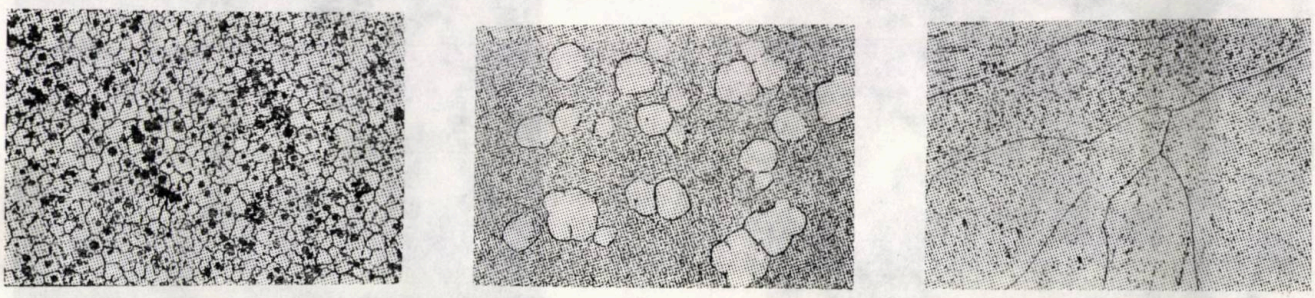
În vederea evidențierii structurii fazelor au fost efectuate analize chimice calitative pe un microscop electronic cu baleiaj (scanning) JSM50A prevăzut cu un sistem de energie dispersivă de analiză.

Rezultatele obținute

În condiții practice de solidificare, solubilitatea zirconiului în aluminiu este dependentă de temperatura topiturii și de viteza de răcire (fig. 1). Viteza de răcire la solidificare este determinantă în obținerea soluției solide α_{Al} suprasaturată în zirconiu. Creșterea vitezei de solidificare, corelată cu conținutul optim de zirconiu, are ca efect finisarea energică a structurii de turnare. După cum rezultă din figura 4 procesul de finisare a structurii de turnare se evidențiază la aliajele turnate de la temperaturi de 1 100°C și 900°C, la conținuturi de 0,8% Zr, cînd se formează grăunți cu diametre de 30 — 40 μm. Conținuturile mai mari de zirconiu nu aduc îmbunătățiri suplimentare în ceea ce privește structura de turnare. Temperaturile de turnare mai coborîte, la același conținut de zirconiu, au ca efect creșterea grăuntelui, iar efectul de finisare se manifestă mai puțin pregnant.

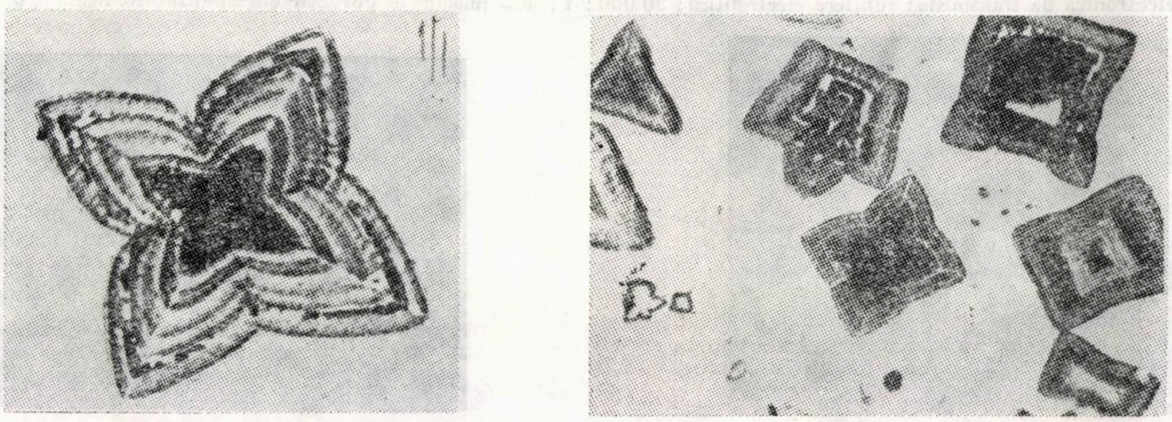
În figura 5 se prezintă micrografiile optice corespunzătoare probelor reprezentative turnate la temperaturi de 1 100 și 900°C.

Rezultatele privind dependența mărimii de grăunte de temperatura de turnare și de concentrația în zirconiu sînt confirmate de micrografiile optice. La probele cu 0,8 — 1,2% Zr turnate la temperaturi de 1 100 și 950°C se înregistrează o structură poliedrică deosebit



a *b* *c*

Fig. 5. Micrografiile probelor turnate de la 1 100 și 950°C; 100 : 1 : *a* — probele 1, 2, 6 și 7; *b* — probele 3 și 8; *c* — probele 4, 5, 9 și 10



a *b*

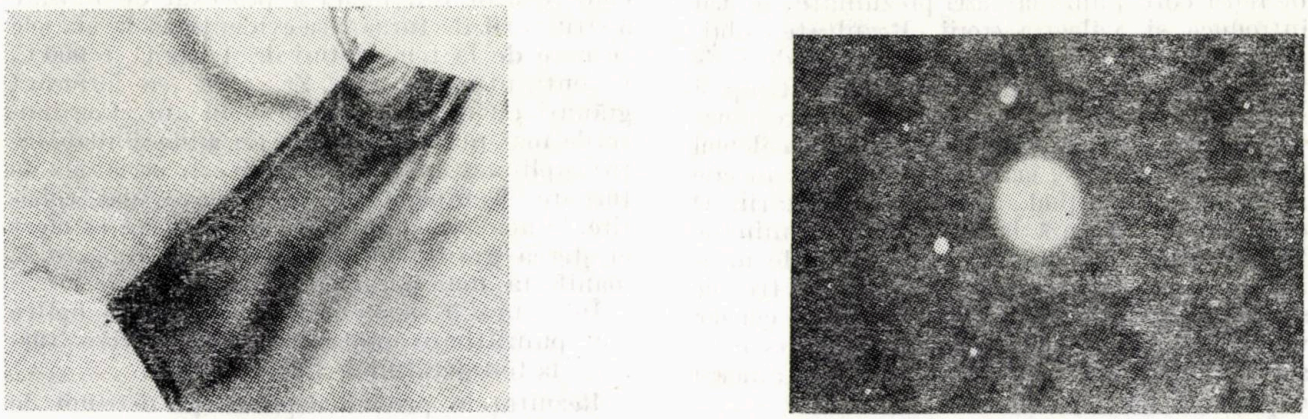
Fig. 6. Faze metastabile $ZrAl_3$ în aliajele Al-Zr turnate: *a* — fază primară stelată; 1000 : 1; *b* — faze primare sub forme complexe de prezentare; 500 : 1

de fină. În centrul cristalelor poliedrice se evidențiază faza cu formă poliedrică sau stelată a cărei dimensiuni pot fi cuprinse între 2 și 20 μm.

În figura 6 sînt redate aceste faze în diverse forme de prezentare. La probele cu 0,8 — 1,2 % Zr turnate de la temperatura de 750°C se evidențiază faze sub formă de bastoane ($ZrAl_3$ de echilibru) corelate cu o structură relativ grosolană.

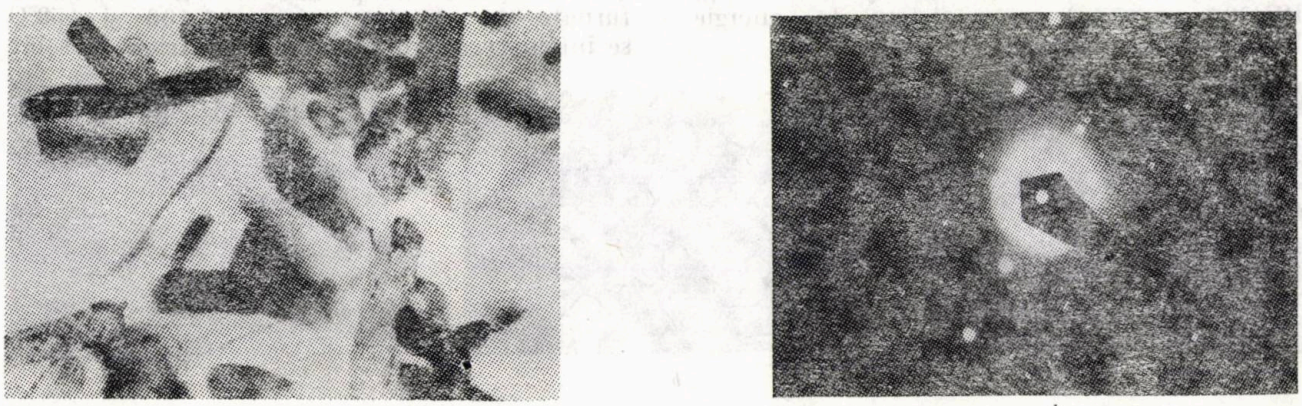
La aliajele cu conținuturi mai mici de zirconiu nu au fost evidențiate în structura de turnare nici faze metastabile $ZrAl_3$ cu structură cubică, nici faze de echilibru $ZrAl_3$ cu structură tetragonală. În ansamblu, structura de turnare a acestor aliaje este grosolană, indiferent de temperatura de turnare.

Studiile și cercetările de microscopie electronică aduc informații prețioase în ceea ce privește morfologia și structura fazelor. Masa meta -



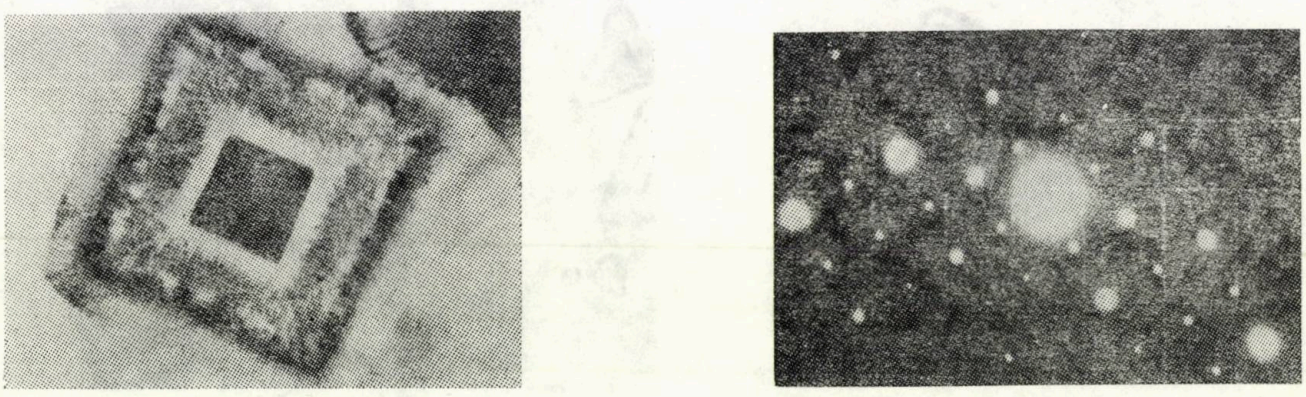
a *b*

Fig. 7. Structura de turnare a soluției α_{Al} + *a* — micrografie electronică de transmisie; subțiere electrolitică; 30 000 : 1; *b* — imagine de difracție corespunzătoare figurii 1, *a*



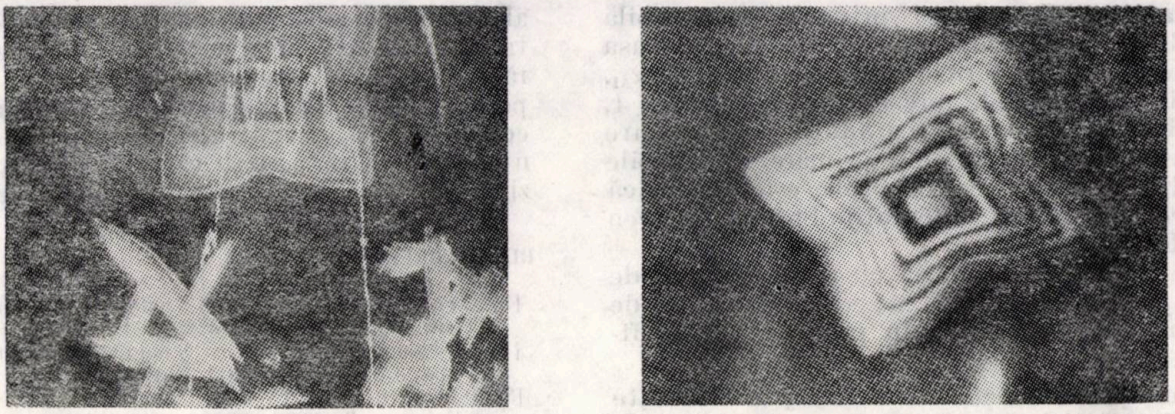
a *b*

Fig. 8. Structura de turnare a soluției care conține faza primară de echilibru $ZrAl_3$ cu rețea tetragonală: *a* — micrografie electronică de transmisie; subțiere electrolitică; 30 000 : 1; *b* — imagine de difracție corespunzătoare figurii 8, *a*



a *b*

Fig. 9. Structura fazei primare metastabile $ZrAl_3$ cu rețea cubică: *a* — micrografie electronică de transmisie; susținere electrolitică; 30 000 : 1; *b* — imagine de difracție corespunzătoare figurii 9, *a*



a *b*

Fig. 10. Studiul la microscopul electronic cu baleiaj al fazei primare metastabile $ZrAl_3$ cu structură cubică: *a* — imaginea de compoziție și profilul curbei de variație a Zr pe direcția trasată; 2 200 : 1; *b* — imaginea topografică; 3 500 : 1

lică de bază este alcătuită din cristale de soluție solidă α_{Al} suprasaturate în zirconiu. În figura 7, *a* se prezintă structura de turnare iar în figura 7, *b*, imaginea de difracție corespunzătoare soluției solide α_{Al}. Direcția fasciculului electronic este paralelă cu direcția <001> a cristalului de soluție solidă α_{Al}. În figura 8, *a* se prezintă faza primară de echilibru $ZrAl_3$ cu structură tetragonală iar în figura 8, *b* imaginea de difracție corespunzătoare acesteia. Și în acest caz direcția fasciculului electronic este paralelă cu direcția <001> a fazei primare de echilibru $ZrAl_3$.

În figura 9, *a* se prezintă faza primară metastabilă $ZrAl_3$ cu structură cubică evidențiată de [11]. După construcție, faza este neomogenă. De la centru spre margine se evidențiază o alcătuire în straturi, iar nuanțele diferite sugerează ipoteza privind compoziția chimică diferită a straturilor componente. Trecerea de la fază spre masa metalică de bază are loc continuu, printr-o structură de tip fibros dispusă radial pe contururile fazei. Efectul de interfață sugerează ipoteza unei legături parțial coerente a fazei față de masa metalică de bază, efectul manifestîndu-se pe distanțe mari.

În figura 9, *b* se prezintă imaginea de difracție corespunzătoare acestei faze. Direcția fasciculului electronic este paralelă cu direcția <001> a fazei în imaginea de difracție evidențiindu-se și reflexii de suprastructură.

Calculele de identificare efectuate pe baza imaginilor de difracție arată că se identifică soluția solidă α_{Al}, faza primară de echilibru $ZrAl_3$ cu structură tetragonală, precum și faza primară metastabilă $ZrAl_3$ cu structură cubică.

Pentru evidențierea construcției în straturi a fazei primare metastabile $ZrAl_3$ cu structură cubică, au fost efectuate cercetări cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj prevăzut cu sistem de energie dispersă. În figura 10, *b* se prezintă topografia fazei și în figura 10, *a* se prezintă imaginea compoziției și a profilului curbei de variație a Zr după direcția trasată pe secțiunea acesteia. Dimensiunea fazei este de 17 μm, în partea inferioară a micrografiei evidențiindu-se cristale aciculare de fază primară de echilibru $ZrAl_3$ cu structură de echilibru. Profilul curbei de analiză prezintă salturi de intensitate; așadar, compoziția chimică se modifică de la strat la strat, concentrația în zirconiu fiind mai mare în zonele centrale și mai mică la extremitate, constatare care confirmă ipoteza alcătuirii în straturi a fazei primare metastabile $ZrAl_3$ cu structură cubică.

Discuții

Efectul cel mai pregnant în ceea ce privește procesul de finisare a grăuntelui de turnare se înregistrează la aliajele cu conținut de cca 0,8 % Zr, turnate la temperaturi de 1 100°C sau 900°C în cochilie de cupru răcită în apă. La aceste aliaje structura este alcătuită din cristale de suprasaturare în zirconiu de soluție solidă α_{Al} în centrul cărora se evidențiază faza primară metastabilă $ZrAl_3$ cu rețea cubică (fig. 9 *a*, *b*).

În condițiile studiate, prin răcire rapidă la solidificare, este posibilă creșterea solubilității zirconiului în cristale de soluție solidă α_{Al} pînă la 0,6 %. Pînă la această concentrație nu au fost evidențiate în structură faze primare metastabile $ZrAl_3$ cu structură cubică. Această fază prezintă aceeași structură ca și soluția solidă α_{Al} suprasaturată în zirconiu, constanta de rețea fiind mai mare cu numai 0,6 %. Relațiile de orientare ale fazei primare metastabile $ZrAl_3$ față de masa metalică de bază sînt:

$$(100)_{ZrAl_3 cubic} \parallel (100)\ \alpha_{Al}$$

$$(001)_{ZrAl_3 cubic} \parallel (100)\ \alpha_{Al}$$

Pe baza acestor asemănări de orientare și de constantă de rețea, așa cum rezultă din figura de difracție (fig. 9, *b*), în care se evidențiază pe lîngă reflexiile principale și reflexii de

suprastructură, faza primară metastabilă $ZrAl_3$ cu structură cubică este coerentă cu masa metalică de bază formată din soluția solidă α_{Al}.

Din micrografiile prezentate în figura 4, rezultă că în aproape toți grăunții α_{Al} de turnare se remarcă prezența fazei primare metastabile $ZrAl_3$. Structura acestor probe este poliedrică și deosebit de fină, diferențiindu-se net de cea a celorlalte probe.

Pe baza coerenței fazei cu masa metalică de bază, se poate conchide că aceasta a avut rol de germene de cristalizare în procesul de solidificare.

Faza primară metastabilă $ZrAl_3$ se întîlnește sub formă stelată, poliedrică sau cu geometrie complexă și prezintă dimensiuni cuprinse între 2 și 20 μm; are o construcție neomogenă, fiind alcătuită în straturi. Cea mai ridicată concentrație în zirconiu este în centrul fazei, iar spre periferie scade continuu.

În condițiile experimentale prezentate, la probele cu mai mult de 0,8% Zr, în structura de solidificare, pe lîngă fazele primare metastabile $ZrAl_3$ cu structură cubică, se evidențiază și cristale aciculare de fază primară de echilibru $ZrAl_3$ cu structură tetragonală, fără ca acestea să influențeze pozitiv procesul de finisare a structurii.

În concluzie, se poate spune că faza primară metastabilă $ZrAl_3$ cu structură cubică apare și își manifestă acțiunea atunci cînd la temperatura de turnare conținutul de zirconiu al aliajului este suficient de mare peste concentrația periferică (peste 0,8%) iar viteza de răcire la solidificare este suficient de mare pentru a împiedica apariția fazei primare de echilibru $ZrAl_3$ cu structură tetragonală, însă nu atît de mare pentru ca toată cantitatea de zirconiu să fie dizolvată în soluție solidă α_{Al}.

BIBLIOGRAFIE

[1] Crossley, F., A., și Mondolfo, L. I. În: Met. Trans., AIME, S.U.A., nr. 3, 1951, p. 1143.

[2] Delamore, G., W. și Smith, R., W. În: Met. Trans., S.U.A., nr. 2, 1971, p. 1733.

[3] Ohashi, T. și Ichikawa, R. În: Met. Trans., S.U.A., nr. 3, 1972, 2300.

[4] Mc. Pearson, D., J. și Hansen, M. În: Trans. ASM, S.U.A., 46, 1954, p. 354.

[5] Ichikawa, R., Ohashi, T. și Ikeda, T. În: Trans. Jap. Inst. Met., Japonia, 12, 1971, p. 280.

[6] * * * *Inorganic X-Ray Powder Data File.* În: ASTM, S.U.A., Set, 1–5, 1967.

[7] Izumi, O. și Oelschlegel, D., Z. În: Metallkunde, R.F.G., 60 1969, p. 845.

[8] Schumann, H. *Metallographie*, VEB Deutscher Verlag, Leipzig, 1969.

[9] Fortmann, K. M., Burchard, W.G. și Redczewski, O. E. *Über ein automatisches Verfahren zur Identifizierung feinster kristalliner Teilchen mittels Feinbereichsbeugung und Datenverarbeitung.* Vortrag 17, Tagung für Elektronenmikroskopie vom 21. bis 26. September 1975, Berlin. Deutsche Gesellschaft für Elektronenmikroskopie.

[10] Pearson, W. B. *Metal Physics and Physical Metallurgy*, vol. 4, Pergamon Press, Oxford, 1964, p. 291.

[11] Dumitrescu, C.– *Veröffentlichungen 368. Haus der Technik*, Essen, 1976, p.27.

Conf. dr. ing. E. Florian
și dr. ing. M. Cojocaru
Institutul politehnic București

Adsorbția elementelor interstițiale carbon și azot în austenită și ferită

CZ : 537.533.75

Adsorbția carbonului și azotului în austenită și ferită reprezintă procesele principale care stau la baza procedeelor de carburare, carbonitrurare și nitrurare. Numeroase studii teoretice și cercetări experimentale au fost destinate analizelor termodinamice și cinetice ale saturării austenitei sau feritei cu carbon sau cu carbon și azot, al căror obiectiv principal și final l-a constituit determinarea unor modele de calcul al distribuției elementelor respective pe adîncimea de cementare în funcție de compozițiile chimice ale oțelurilor și ale atmosferelor utilizate precum și de parametrii termici și temporali ai tratamentului termochimic. Aceste modele sînt destinate conducerii procesului de saturare în vederea asigurării unor structuri controlate ale straturilor cementate.

După cum este cunoscut, profilul repartiției carbonului și azotului pe adîncimea de cementare, rezultat în urma interacțiunii atmosferei utilizate (endogaz cu adaos de gaz natural și amoniac sau numai amoniac) cu suprafața produsului supus prelucrării, este determinat atît de factorii termodinamici cît și de cei cinetici. Astfel, viteza de cementare este influențată de :

— potențialele termodinamice de carbon și azot ale atmosferei utilizate, măsurate prin valorile concentrațiilor de echilibru ale carbonului și ale azotului într-o folie cementată ;

— viteza cu care se produce transferul de masă (adsorbția) la interfața gaz-metal, determinată cantitativ prin valorile constantelor vitezelor de adsorbție k_c și k_N ale carbonului și azotului în austenită și ferită ;

— vitezele de difuzie a elementelor care constituie obiectul tratamentului termochimic în matricea metalică.

În lucrare sînt analizate rezultatele studiilor și cercetărilor experimentale privind termodinamica și cinetica proceselor de adsorbție a carbonului și azotului în austenită și ferită, precum și o serie de particularități privind comportarea amoniacului în timpul cementării. Făcîndu-se apel la mecanismul ionic de cementare elaborat de autori în lucrări anterioare, este relevată influența hotărîtoare a oxigenului și a vaporilor de apă asupra intensității cu care se produc procesele de adsorbție a celor două elemente.

Determinările experimentale privind carburarea și carbonitrurarea de temperatură înaltă au fost efectuate într-un cuptor electric cu mufă orizontală, cu bazin integrat de călire în ulei. Probele au fost așezate într-un dispozitiv cu posibilități de rotire și culisare, pentru încărcare și descărcare ; deplasarea din cuptor către bazin în interiorul muflei și rotirea dispozitivului pentru a asigura căderea probelor în bazinul de ulei au fost realizate cu ajutorul unui manipulator manual. Ca atmosferă, s-a utilizat endogaz, produs prin arderea parțială a gazului natural, într-un generator endotermic de 20 m^3 N/h, gaz natural și amoniac din butelii, purificate inițial de vapori de apă și CO_2. În timpul experiențelor a fost asigurată analiza conținutului de vapori de apă, cu un aparat tip Alnor, și de amoniac nedisociat prin titrare cu o soluție 0,1 N-H_2SO_4. Probele de gaz au fost luate din spațiul de lucru al cuptorului cu ajutorul unei pompe cu rotor. Constantele vitezelor de reacție au fost determinate prin metoda măsurării rezistivității electrice a unei folii de Fier Armco [9].

Determinările experimentale privind nitrurarea au fost efectuate într-un cuptor cilindric vertical de laborator Ø 100 × 500 mm încălzit electric. Atmosfera utilizată a fost amoniacul purificat și nepurificat de vapori de apă (umed). Potențialul de azot a fost măsurat prin intermediul gradului de disociere a amoniacului.

Metodele de cercetare a probelor cementate au fost : metalografia optică, analiza roentgenostructurală (cu ajutorul unui difractometru de tip TUR—M60), determinările de microduritate și analizele chimice ale foliilor cementate.

În lucrările anterioare [1], [2], [3], prin analiza termodinamică a proceselor de interacțiune gaz-metal au fost descrise posibilitățile de determinare, control și reglare a potențialelor termodinamice de carbon și azot în atmosferele cu parametrii controlabili.

Astfel, potențialul de carbon se reglează atît în procesele de carburare cît și de carbonitrurare prin intermediul presiunii parțiale a vaporilor de apă (punctul de rouă) sau a bioxidului de carbon, cu ajutorul diagramelor de echilibru rezultate în urma analizei termodinamice a sistemelor complexe, care fac obiectul interacțiunii atmosferelor controlate cu suprafața produselor din oțel. Rezultatele calculelor termodinamice au fost confirmate de cercetările experimentale.

Potențialul de azot în cazul carbonitrurării sau nitrurării se determină cu ajutorul presiunii parțiale a amoniacului nedisociat. Concordanța dintre rezultatele calculelor termodinamice și cele experimentale a fost observată numai atunci

Tabelul 1

Influența vitezei de curgere a gazului asupra conținutului de amoniac nedisociat măsurat

Compoziția atmosferei	Concentrația azotului în folie, %	Conținutul de amoniac nedisociat, %		
		calculat [1]	experimental pentru :	
			viteză mare	viteză mică
endogaz + 5% NH_3	0,380	0,270	0,500	0,285
	0,330	0,230	0,480	0,250
	0,310	0,235	0,470	0,250
	0,325	0,250	0,510	0,295
	0,240	0,200	0,430	0,220
endogaz + 2,5% NH_3	0,245	0,170	0,355	0,200

cînd timpul de staționare a probei de gaz pe conductă a fost minim. Motorul pompei de aspirație a probei de gaz avînd o singură treaptă de viteze, viteza maximă de curgere a gazului a fost obținută prin obturarea unei porțiuni (cca 80 %) din secțiunea țevii. În tabelul 1 sînt prezentate comparativ rezultatele măsurătorilor pentru diferite viteze de curgere a gazului pe conductă.

Rezultatele obținute experimental indică o influență hotărîtoare a vitezei de curgere a gazului asupra conținutului de amoniac nedisociat. O durată mare de staționare a gazului pe conductă, deci o viteză mică de curgere, a dus la valori cu aproximativ 100 % mai mari decît în cazul în care conducta a fost obturată. Valorile obținute în acest din urmă caz se apropie de valorile de echilibru calculate dar rămîn superioare acestora. Aceste constatări, care s-au repetat cu un grad mare de reproductibilitate, au fost confirmate de măsurători efectuate pe probe de gaz luate prin conducta situată în zona rece a muflei cuptorului. Amoniacul, prin modul în care a fost concepută instalația, trebuie să traverseze mufa, deci pentru a ajunge la conducta prin care s-a luat proba de gaz trece prin zona caldă din dreptul cuptorului, zonă în care disocierea lui termică este maximă. Valorile de 1,0—1,5 % NH_3 nedisociat, măsurate în acest caz, sînt cu mult superioare valorilor de echilibru calculate cu ajutorul constantei de echilibru a reacției de disociere a amoniacului și mai mari chiar decît valorile obținute prin probe de gaz luate la viteze mici de curgere. Deși sinteza amoniacului din azot și hidrogen este posibilă numai în anumite condiții energetice (presiuni ridicate, cîmpuri electrostatice de intensități mari etc.), rezultatele experimentale obținute privind comportarea amoniacului la interfața produselor pe bază de fier la cementare contrazic această afirmație, bazată tot pe date experimentale certe. În literatură nu este prezentată, pînă în prezent, o explicație a acestor neconcordanțe, deși pentru practica industrială firme de prestigiu recomandă ca proba de gaz pentru analiză să fie luată cu măsuri speciale

Tabelul 2

Valorile constantelor vitezelor de adsorbție ale carbonului k_c și azotului k_N în austenita nealiată

Elementul adsorbit	Mediul utilizat	Reacția	$k_{c(N)}$ cm/s		Sursa bibliografică
			$k_{c(N)} = f(T)$	la 920 °C	
C	gaz natural uscat	$CH_4 \leftrightarrows C_{(\gamma)} + 2H_2$	—	$1,79 \times 10^{-7}$	[5], [6]
	CO	$2CO \leftrightarrows C_{(\gamma)} + CO_2$	—	$0,54 \times 10^{-7}$	[7]
	$CO+CO_2-H_2-H_2O$	$CO+H_2 \leftrightarrows C_{(\gamma)} + H_2O$ $2CO \leftrightarrows C_{(\gamma)} + 2H_2$ sau $CO+H_2O \leftrightarrows CO_2+H_2$ $2CO \leftrightarrows C_{(\gamma)} + CO_2$	—	$2,88 \times 10^{-5}$	[8]
	endogaz + gaz natural	$CO+H_2O \leftrightarrows CO_2+H_2$ $CH_4 \leftrightarrows C_{(\gamma)} + 2H_2$	$1,36 \times 10^{-3} \exp\left(-\frac{5550}{T}\right)$	$1,30 \times 10^{-5}$	[9], [10]
	gaz natural umed	$CH_4 \leftrightarrows C_{(\gamma)} + 2H_2$ $CH_4 + H_2O \leftrightarrows CO + 3H_2$	—	$0,38 \times 10^{-5}$	[10]
N	endogaz + NH_3	$2CO \leftrightarrows C_{(\gamma)} + CO_2$ $CO+H_2O \leftrightarrows CO_2+H_2$ $CH_4 \leftrightarrows C_{(\gamma)} + 2H_2$ $NH_3 \leftrightarrows N_{(\gamma)} + 3/2\ H_2$	$1,27 \times 10^{-7} \exp\left(-\frac{1950}{T}\right)$	$2,48 \times 10^{-5}$	[4]

de călire (răcire foarte rapidă) a acesteia, chiar în incinta cuptorului.

Determinarea parametrilor cinetici ai proceselor de saturare cu carbon, azot și simultan cu carbon și azot ridică, de asemenea, o serie de aspecte aparent contradictorii, neexplicate pînă în prezent. După cum este cunoscut, constantele vitezelor de adsorbție ale carbonului și azotului au putut fi determinate numai experimental [3] — [9] nici unul din modelele teoretice cunoscute [10] neputînd fi adaptat în vederea calculului acestor constante. Analiza rezultatelor privind aceste determinări indică o influență hotărîtoare a compoziției atmosferei care interacționează cu suprafața produselor pe bază de fier (tab. 2). Astfel, constanta vitezei de adsorbție a carbonului în austenită, la 920C° variază în funcție de atmosfera utilizată în intervalul a două ordine de mărime : de la $0{,}54 \times 10^{-7}$ la $2{,}88 \times 10^{-5}$ cm/s. Foarte interesante sînt (comparativ) valorile constantei k_c pentru două atmosfere, care diferă numai prin gradul de umiditate : $k_c^{\gamma} = 1{,}79 \times 10^{-7}$ cm/s pentru adsorbția carbonului din metan uscat și $k_c^{\gamma} = 0{,}38 \times 10^{-5}$ cm/s pentru adsorbția carbonului din gaz metan umed. Influența favorabilă a vaporilor de apă asupra cineticii reacțiilor de adsorbție a carbonului se poate observa și din compararea valorilor constantelor k_c pentru CH_4 ($k_c^{\gamma} = 1{,}79 \times 10^{-7}$ cm/s), CO ($k_c^{\gamma} = 0{,}54 \times 10^{-7}$ cm/s) —atmosfere purificate de vapori de apă și atmosfere din sistemele $CO-CO_2-H_2-H_2O$ ($k_c^{\gamma} = 2{,}88 \times 10^{-5}$ cm/s) și $CO-CO_2-H_2-H_2O-CH_4$— endogaz și adaos de gaz natural ($k_c^{\gamma} = 1{,}30 \times 10^{-5}$ cm/s). Evident, creșterea sistematică de cca 100 ori a vitezei de adsorbție a carbonului în prezența vaporilor de apă (tab. 2) nu poate fi pusă pe seama erorilor de măsură, mai ales dacă se ține seamă și de acuratețea măsurătorilor efectuate.

Cu atît mai anormală pare această influență cu cît vaporii de apă au, din punct de vedere termodinamic, o acțiune decarburantă asupra materialului din straturile superficiale.

În mod similar poate fi privită și analizată adsorbția azotului în austenită, ținînd seamă de asemănările dintre azot și carbon în ceea ce privește tipul soluțiilor solide formate, diametrele atomice, distribuția atomilor în rețelele fierului γ și α, valorile mărimilor termodinamice care caracterizează soluțiile solide γ și α formate de cele două elemente cu fierul. Pe de altă parte, constantele vitezelor de adsorbție în austenită ale carbonului din endogaz cu adaos de gaz natural și ale azotului din endogaz cu adaos de amoniac ($k_c^{\gamma} = 1{,}30 \times 10^{-5}$ și $k_N^{\gamma} = 2{,}48 \times 10^{-5}$ cm/s) au valori care se încadrează în același ordin de mărime. Deci, se poate aprecia că vaporii de apă (componentă gazoasă cu acțiune denitrurantă) manifestă aceeași influență pozitivă asupra cineticii adsorbției azotului în austenită, ca și în cazul adsorbției carbonului.

În legătură cu influența componentelor gazoase cu acțiune oxidantă (O_2, CO_2, H_2O) asupra cineticii adsorbției elementelor interstițiale C și N în soluțiile solide pe bază de fier au fost efectuate cercetări privind cinetica proceselor de oxinitrurare. Efectuînd cementări cu azot la temperaturi cuprinse între 510 și 650°C în amoniac umed și comparînd rezultatele cu cele obținute în urma nitrurării în amoniac purificat de vapori de apă s-a constatat că influența vaporilor de apă se manifestă prin :

— scăderea în timp a durității superficiale a stratului nitrurat;

— creșterea vitezei de nitrurare apreciată pe baza distribuției microdurităților pentru durate de menținere de pînă la șase ore, după care viteza de nitrurare scade. Această ultimă observație poate fi completată de concluziile privind nitrurarea cu și fără oxidare prealabilă a probelor din fier Armco, la care stratul de oxid feric, Fe_2O_3, format anterior saturării, a constituit o barieră pentru adsorbția azotului în suprafața produsului, influențînd negativ cinetica formării și creșterii stratului nitrurat [12];

— micșorarea proporției de nitruri aciculare în exces în stratul superficial, ca urmare a nitrurării în amoniac umed, pe durate mai mari de șase ore menținere, ceea ce demonstrează o scădere a vitezei de adsorbție a azotului pentru aceste durate.

Analiza roentgenostructurală a stratului superficial nitrurat în atmosfera de amoniac umed a arătat, pentru durate mai mici de șase ore, prezența oxidului Fe_3O_4 la suprafața probei.

Creșterea temperaturii, a duratei de menținere, precum și a concentrației de vapori de apă din atmosfera de nitrurare va duce la creșterea grosimii peliculei de oxid formată.

Investigațiile efectuate în vederea determinării cauzelor influenței umidității asupra cineticii globale a procesului de saturare cu azot nu au putut pune în evidență o altă deosebire între cele două procedee cercetate —nitrurarea în NH_3 și în NH_3+H_2O (oxinitrurarea) — în afara peliculei de oxid de la suprafața produsului, determinată de prezența apei. Din cele prezentate , rezultă că peliculele subțiri de oxid, formate ca urmare a interacțiunii vaporilor de apă cu suprafața oțelurilor, intensifică procesele de adsorbție în soluția solidă. Creșterea grosimii acestor pelicule are ca efect micșorarea vitezei de adsorbție a azotului.

Lucrarea a prezentat rezultatele unor studii și cercetări experimentale privind termodinamica și cinetica proceselor de saturare a austenitei și feritei cu carbon și azot, care nu pot fi explicate fără să se recurgă la mecanismul ionic al adsorbției prezentat de autori într-o lucrare anterioară [11]. Conform acestui mecanism transferul de masă din fază gazoasă în fază solidă este posibil numai în urma unui transfer de electroni care se produce în sens invers. La temperatura de cementare

are loc emisia termoelectronică, în urma căreia electronii cu energie superioară energiei de rupere a electronului părăsesc suprafața produsului metalic. În drumul lor, ei ciocnesc moleculele gazului care conține elementul activ (CO, CH_4, NH_3). Acestea, cooptînd electronii, se transformă în ioni negativi, care sînt adsorbiți în suprafața metalică. În stare adsorbită are loc descompunerea moleculei ionizate urmată de difuzia în metal a elementului activ, celelalte elemente rezultate în urma descompunerii fiind desorbite. Este demonstrată , de asemenea, influența peliculelor superficiale de oxid, care scad valoarea energiei de rupere a electronului din metal de la $6{,}9\times10^{-19}$ J (4,3 eV) în cazul fierului fără oxid, la $4{,}8\times10^{-19}$ J (3eV). Crește în acest fel probabilitatea de ionizare a moleculei de gaz, cu efecte pozitive asupra cantității de molecule adsorbite, și deci asupra vitezei de adsorbție a elementelor active.

Prezența componentelor gazoase oxidante (H_2, CO_2, O_2) în atmosfera de cementare duce la formarea stratului de oxid Fe_3O_4, care, în funcție de grosime, manifestă influențe diferite asupra cineticii adsorbției carbonului și azotului :

— cînd pelicula este subțire, de ordinul a cîtorva diametre atomice, este intensificată emisia termoelectronică, deci constantele vitezelor de adsorbție $k_c^{\alpha(\gamma)}$ și $k_N^{\alpha(\gamma)}$ cresc prin efectul pe care-l manifestă asupra energiei de rupere a electronului din suprafață ;

— cînd stratul de oxid este gros, avînd în vedere structura lui cristalină (Fe_3O_4 are o rețea cubică de tip spinel cu 56 atomi în celula elementară) permeabilitatea elementelor este redusă, fapt care se reflectă în micșorarea constantelor vitezei $k_C^{\alpha(\gamma)}$ sau $k_N^{\alpha(\gamma)}$.

Rezultă deci, că cinetica adsorbției carbonului și azotului în ferită și austenită este în mare măsură determinată de cinetica formării și creșterii stratului de oxid. La concentrații mari ale componentelor oxidante, în atmosfera de cementare pentru care potențialul de oxigen al atmosferei depășește potențialul de oxidare a fierului, cinetica de creștere a stratului de oxid va fi descrisă cu ajutorul unei relații de forma [14] :

$$\frac{y^2}{k_0}+\frac{2y}{k_c}=2\,C_0t+A' \qquad (1)$$

unde : k_0 este constantă dependentă de condițiile în care se realizează difuzia prin pelicula de oxid ;

k_c — constanta vitezei de reacție la oxidare ;

C_0 — concentrația agentului oxidant la interfața gaz-metal ;

A' — constantă de integrare.

Dacă pelicula este groasă, $\frac{y^2}{k_D} \gg \frac{2y}{k_C}$, se obține o dependență de tip parabolic :

$$y^2 = 2k_D\,C_0\,t + A \qquad (2)$$

La concentrații mici ale componentelor oxidante în atmosfera de cementare, pentru care potențialul de oxigen al atmosferei este inferior potențialului de oxidare a fierului, termodinamic se poate admite formarea, datorită fluctuațiilor de concentrație, a unei pelicule subțiri de oxid. În acest caz, considerînd $C_0 \approx 0$, relația (1) devine :

$$\frac{y^2}{k_D}+\frac{2y}{k_c}=A' \qquad (3)$$

Rezultă deci că în aceste condiții pelicula de oxid formată rămîne constantă în timp , suportînd chiar o involuție, datorită condițiilor de instabilitate termodinamică în care s-a format.

Prezența vaporilor de apă, a oxigenului sau a bioxidului de carbon în concentrații reduse, inferioare celor corespunzătoare potențialului de oxidare a fierului sau elementelor de aliere, cum este în cazul proceselor de carburare în atmosfere de tip $H_2-H_2O-CO-CO_2$, $H_2-H_2O-CO-CO_2-CH_4-N_2$, $CH_4H_2-H_2O$, de carbonitrurare în atmosfere de tip $H_2-H_2O-CO-CO_2-CH_4-NH_3-N_2$ sau de oxinitrurare în atmosfere de tip $NH_3-H_2-H_2O-N_2$, duce la creșterea vitezelor de adsorbție ale carbonului și azotului, în comparație cu situațiile în care saturarea se face din atmosfere uscate de tip CO, CH_4 sau NH_3.

Prezența oxidului la suprafața produsului poate să explice, prin acțiunea catalitică pe care o manifestă asupra produselor de descompunere a amoniacului, activarea reacției de sinteză a acestuia, atunci cînd sînt realizate condițiile termodinamice de producere a reacției . Astfel, azotul și hidrogenul adsorbiți în pelicula de oxid prin mecanismul ionic, la scăderea temperaturii, se pot combina conform reacției :

$$\frac{1}{2}(N_2)_{\text{adsorbit}}+\frac{3}{2}(H_2)_{\text{adsorbit}}=(NH_3)_{\text{adsorbit}},$$

în care amoniacul este desorbit în faza gazoasă. În acest fel se justifică neconcordanțele dintre calculele teoretice și rezultatele experimentale privind termodinamica proceselor de interacțiune ale atmosferelor care conțin amoniac, cu suprafața oțelurilor în cazul în care viteza de deplasare a probei de gaz către analizor este mică. În urma acestei analize se poate aprecia că, în contact cu pelicule de oxid de fier, reacția de descompunere a amoniacului este reversibilă, echilibrul dintre componentele gazoase, NH_3, H_2 și N_2 descris cu ajutorul constantei de echilibru stabilindu-se și în cazul scăderii temperaturii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Florian, E. În : Construcția de mașini, R.S.R., nr. 5, 1977, p. 226—230.

[2] Dulămiță, T., Florian, E. și Cojocaru, M. : *Considerații asupra posibilităților de utilizare a funcțiilor termodinamice pentru controlul și reglarea proceselor de cementare cu carbon și azot* — Consfătuire pe teme de tratamente termice, Tg. Mureș, 20—21 aprilie, 1978, p. 124—131 și p. 165—172.

[3] Florian, E. În : Metalurgia, R.S.R., 1980, 32, nr. 9, p. 468—472.

[4] Collin, R., Brachaczek, M. și Thulin, D. În : Journal of the Iron and Steel Inst., S. U. A., 1969, vol. 207, nr. 8, p. 1122—1128.

[5] Grabke, H. J. In : Ber. Bundesges. Phys. u. Chemie, R.F.G., vol. 69, p. 409.

[6] Gräbke, H. J. In : Ber. Bundesges Phys. u. Chemie, R.F.G., 1967, vol. 71, p. 1067.

[7] Collin, R., Gunnarson, S. și Thullin, D. În : Journal of the Iron and Steel Inst., S.U.A., 1972. vol. 210, nr. 10, p. 777—784.

[8] Ghiulihandanov, E. L. și Kislenkov, V. V În : Izvestia A. N., U.R.S.S., 1974, nr. 5, p. 217—220.

[9] Florian, E. și Vasile, T. În : Buletinul Institutului politehnic București. seria Chimie — Metalurgie ; tom XL, nr. 1, 1978. p. 106—109.

[10] Murgulescu, I. G., Segal, E. și Oncescu, T. : *Introducere în chimia fizică, volumul II. Cinetică chimică și cataliză*, București, Ed. Academiei, R.S.R., 1981.

[11] Cojocaru, M. și Florian, E. În : Metalurgia, R.S.R., 1978, 30, nr. 7, p. 406—409.

[12] Lahtin, Iu. M., Lubkin, A. A. : *Himikotermiceskaia obrabotka stali i splavov*, Moscova, Mașinostroenie 1969.

[13] Akimov, G., V. : *Osnovi ucenia o korozii i zascil-metallov*. Moscova, Metallurghizdat, 1969.

CRONICĂ

METALURGIA VIITORULUI

În cadrul sesiunilor științifice ale Asociației oamenilor de știință din R.S.R, colectivul „Metalurgia Viitorului" al acestei asociații, în colaborare cu Academia R.S.R., a organizat în ziua de 3.06.1987 o sesiune de comunicări științifice în cadrul căreia a fost abordată o mare diversitate de probleme, de interes deosebit pentru metalurgia românească.

La deschiderea sesiunii, prof. dr. doc. ing. Suzana Gâdea, membru corespondent al Academiei R.S.R., a prezentat o amplă comunicare referitoare la materialele compozite [1], cu largi perspective de utilizare în viitor.Trecînd în revistă principalele domenii de utilizare a acestor noi materiale, au fost evidențiate cazuri în care se impun caracteristici de rezistență deosebite (aeronautica, industria chimică la presiuni mari etc.), caracteristici mecanice la temperaturi ridicate (energetică nucleară, motoare cu reacție, piese cu rezistență limitată la solicitări extreme — scuturile rachetelor cosmice) etc.

Abordînd problema utilizării materialelor compozite în domeniile de temperaturi foarte înalte, au fost dezvoltate două clase importante a acestor materiale, și anume compozitele cu matrice metalice și cele cu matrice ceramice.

În cadrul primei clase, a fost evidențiată o nouă generație de materiale, destinate temperaturilor peste 1 200°C, aliajelor eutectice solidificate unidirecțional, la care controlul a doi parametri (viteza frontului de solidificare și gradientul termic) este deosebit de important.

Ca materiale compozite din această clasă, cu performanțe ridicate, pot fi reținute cele bazate pe o matrice durificată cu fibre de monocarburi, utilizare largă avînd-o cele ale metalelor de tranziție (V, Ti, Zr, Nb, Ta).

O serie de piese produse din aceste materiale compozite, din componența rotoarelor turbinelor aeronautice, demonstrează înaltele performanțe atinse în acest domeniu.

O altă clasă de materiale compozite, care constituie un salt calitativ deosebit în acest domeniu, se referă la materialele cu matrice ceramică, cu utilizare îndeosebi în cadrul motoarelor ceramice.

Rezolvarea fragilității materialelor ceramice a fost efectuată prin utilizarea lor sub formă de compozite, împreună cu fibre, constituie din carburi de siliciu, borură de titan, carbon. Au fost obținute rezultate bune în cazul unor combinații de tipul matrice Si_3N_4—CSi, matrice CSi—borură de titan, matrice CSi—fibre de carbon.

Utilizarea acestor materiale compozite este concretizată prin performanțele obținute în cazul unor scule așchietoare și a țesăturilor cu fibre de oxid de zirconiu, din componența unor sateliți de comunicații.

O analiză a stadiului actual al producerii energiei nucleare a evidențiat ponderea crescîndă și interesul tot mai mare de care se bucură aceasta pe plan mondial [2]. Participația acestei forme de energie a fost de 15 % în 1985, ajungînd la 20 % în 1990, în condițiile în care în unele țări această pondere este deosebită : 70 % în Franța, 67 % în Belgia, 50 % în Suedia. Avînd în vedere importanța deosebită a uraniului în acest proces, lucrarea [2] prezintă mai multe direcții de acțiune, o realizare constituind-o stabilirea unei ecuații de gradul 5, care controlează acest proces complex.

În continuarea tematicii privind materialele pentru energetica nucleară, lucrarea [3] abordează problema obținerii zirconiului de înaltă puritate, din materii prime aluvionare. Subliniindu-se caracteristicile deosebite ale zirconiului și aliajelor sale, precum și necesitatea asigurării îndepărtării unor elemente ca B, Cd, Hf etc., este descrisă o tehnologie complexă, cu utilaje indigene, de obținere a zirconiului.

Un grup de lucrări [4],[5] se referă la perspectivele deosebite ale utilizării microprocesoarelor în conducerea și controlul tratamentului termic al pieselor. În cazul concret al unor oțeluri supuse tratamentului termic de călire-revenire, este prezentat un algoritm bazat pe urmărirea a două caracteristici mecanice, respectiv duritatea maximă și rezilienta minimă. Limitarea vitezei de încălzire a pieselor la max. 100°C/h este nu numai greșită dar și cu efecte economice negative, rezultate bune obținîndu-se și la viteze de 400 — 500°C/h [4].

(continuare în pag. 104)

Noi procese de extracţie cu solvenţi organici în metalurgia uraniului

Prof. dr. ing. N. Petrescu
dr. ing. Choi Sang Gon
Institutul politehnic Bucureşti
şi dr. fiz. Lucia Ganovici
ICECHIM Bucureşti

CZ : 769.822

Energia nucleară are în prezent o contribuţie însemnată în producerea energiei electrice, importanţa ei fiind în continuă creştere ca urmare a ritmului mult mai rapid de dezvoltare a energiei nucleare în raport cu celelalte surse de energie.

La sfîrşitul anului 1985 existau în lume 374 centrale nucleare în funcţiune, cu o capacitate totală de 250 GW (e), cu 14 % mai mare decît în anul precedent, iar la sfîrşitul anului 1986 numărul reactoarelor nucleare a ajuns la 397. Energia electrică de provenienţă nucleară produsă în anul 1985 a fost cu 19 % mai mare decît în anul 1984. O asemenea dezvoltare confirmă menţinerea ritmului ridicat de creştere a energiei nucleare, care în anul 1984 a înregistrat o creştere de 18,7 %, de patru ori mai mare decît a celorlalte surse de energie electrică. Energia nucleară a avut în anul 1985 o pondere de 15 % în totalul energiei electrice produse în lume, pondere care în anul 1986 a crescut la 16 %. Cu cei 1 400 TW (e) h produşi în centralele nucleare, producţia de energie electrică nucleară a anului 1985 a egalat totalitatea energiei electrice produse în anul 1954. Pentru Europa de Vest energia electrică de provenienţă nucleară a anului 1985 a fost egală cu totalul energiei electrice produse în această parte a lumii, în anul 1960.

Într-o serie de ţări industrializate, energia nucleară este principala sursă de producere a energiei electrice. Astfel, în prezent în Franţa, 70 % din energia electrică produsă provine din centralele nucleare, iar în Belgia, ponderea energiei nucleare în totalul energiei electrice este de 67 %.

Organizaţia de Cooperare şi Dezvoltare Economică care cuprinde 24 state a anunţat că în anul 1985 şi-a asigurat peste 20 % din totalul de energie electrică din centralele nucleare, iar ţările membre ale Comisiei de Ajutor Economic Reciproc au înregistrat o contribuţie a energiei nucleare de 10 % în balanţa energiei electrice. Este notabil faptul că în U.R.S.S. s-a planificat o creştere a capacităţii de producere a energiei nucleare de la 28 000 MW (e) în 1985, la 40 000 MW(e) în anul 1990.

În întreaga lume se prevede că în anul 1990 se va realiza în centralele electrice nucleare o capacitate de producţie de 370 GW (e) h asigurîndu-se pe această cale 20 % din totalul energiei electrice care se va consuma la acea dată.

În ţările în curs de dezvoltare, introducerea energiei nucleare a fost mult mai lentă, 23 centrale nucleare în anul 1986 iar 22 în construcţie. Opţiunea pentru energia nucleară prezintă o importanţă cu totul deosebită pentru acest grup de ţări, avîndu-se în vedere că programele lor de dezvoltare pretind o creştere rapidă şi puternică a consumului de energie electrică.

Uraniul, cel mai important element folosit în prezent în producerea energiei nucleare, se găseşte în natură într-o mare varietate de minerale şi minereuri. O parte relativ redusă dintre acestea sînt utilizate astăzi în procesele industriale de extracţie a uraniului.

Se apreciază că cel puţin 2 300 000 t uraniu pot fi obţinute la preţul actual, relativ redus, al uraniului pe piaţa mondială, din minereurile cele mai convenabile de prelucrat, deoarece majoritatea acestor minereuri, considerate convenţionale, conţin uraniul sub formă de uranit şi pechblendă.

Un număr mare de alte materii prime, existente în natură în cantităţi cu mult mai mari, au început să fie prelucrate pentru obţinerea uraniului sau constituie obiectul unor cercetări în acest scop. Printre acestea pot fi considerate fosfaţii, minereuri complexe cu conţinut de metale neferoase uzuale sau nobile, minereuri complexe cu conţinut de lantanide, toriu şi metale rare (Nb, Ta, Ti, Zr, Be etc.), materiale cărbunoase, apa mării ş.a.

În tehnologiile aplicate pentru extragerea uraniului din materii prime, se remarcă separarea metalului din soluţiile de la solubilizare cu răşini schimbătoare de ioni şi cu solvenţi organici. Aceste metode au fost aplicate pentru prima dată în metalurgie, la extracţia uraniului. În continuare ele au fost cercetate, dezvoltate şi inovate, probabil mai mult decît oricare altă operaţie din metalurgia uraniului.

În cazul răşinilor schimbătoare de ioni, cercetările au urmărit producerea de răşini cu selectivitate şi capacitate ridicată de încărcare cu uraniu, şi în special dezvoltarea metodelor şi a utilajelor industriale aplicabile procesului. Utilajele au evoluat mult, iar în prezent sînt studiate metodele de schimb ionic în pat fluidizat de răşină.

În cazul solvenţilor organici cercetările au fost mult mai variate, fiind studiaţi extractanţi cu structuri chimice foarte diferite. Metodele

clasice de extracție cu amine, cu acizi alchilfosforici sau extractanți neutri au fost completate cu cercetări privind noi extractanți din aceste categorii de substanțe sau noi condiții ale mediului de extracție.

În afara acestor studii, a fost cercetat un număr impresionant de extractanți din noi clase, extrem de variate din punct de vedere chimic. Dintre aceștia unii pot fi aplicați în prelucrarea materiilor prime neconvenționale, sau pot înlocui în viitor metodele clasice de extracție a uraniului.

Încă de la începutul aplicării tehnologiilor cu solvenți organici în metalurgia uraniului a fost remarcat efectul deosebit de favorabil al folosirii unor amestecuri de extragenți, prin care se realizau efecte sinergice importante în extracție, concomitent cu îmbunătățirea condițiilor de separare a celor două faze. Odată cu creșterea numărului de extractanți studiați, au apărut noi posibilități de combinare a acestora și de descoperire a unor noi amestecuri sinergice.

Procedee convenționale de extracție a uraniului din soluțiile de la solubilizarea minereurilor. Uraniul poate fi extras din soluțiile acide sulfurice de la solubilizarea minereurilor fie sub formă de cationi [UO_2^{2+}] fie sub formă de anioni [$UO_2(SO_4)_2^{2-}$, $UO_2(SO_4)_3^{4-}$] deoarece ambele forme ionice coexistă în soluție. Există și posibilitatea extracției uraniului sub formă de molecule neutre. Acest ultim tip de extracție este folosit ca metodă unică de purificare înaintată a uraniului. Solventul utilizat este tributil fosfatul (TBP) care extrage uraniul sub formă de $UO_2(NO_3)_2$ din soluții cu un conținut ridicat de HNO_3.

Extractanții anionilor de uraniu sînt aminele secundare sau aminele terțiare cu lanțuri alifatice liniare sau ramificate. Aminele cuaternare sau bazele cuaternare de amoniu, datorită bazicității lor pronunțate, pot reacționa cu uraniul la *p*H ridicat și pot fi folosite la extracția uraniului din soluții de carbonați. Extracția cu amine, din soluțiile acide sulfurice, este utilizată în numeroase uzine datorită selectivității bune a aminelor față de uraniu. Extractantul folosit industrial este constituit, în cele mai multe cazuri, dintr-un amestec de amine terțiare avînd drept componenți principali tri n-octil amina și tri n-decil amina.

Extracția cationilor de uraniu se efectuează cu acizi alchil fosforici. Datorită accesibilității lor, acești solvenți au început să fie utilizați înaintea aminelor deoarece în comparație cu acestea au avantajul că manifestă o mai bună toleranță față de suspensiile fine din soluțiile de la solubilizarea minereurilor, prezentînd coeficienți mai mari de distribuție ai uraniului, însă au dezavantajul unei selectivități mai reduse întrucît extrag cu destulă ușurință și alți ioni metalici. Utilizări industriale și-au găsit acidul monododecil fosforic, acidul heptadecil fosforic și mai ales acidul di 2 etil hexil fosforic (AD2EHP).

Selectivitatea acizilor dialchil fosforici pentru uraniu poate fi îmbunătățită prin adăugarea de solvenți neutri, în special de TBP, cu care se realizează un pronunțat efect sinergic la extracția uraniului, în timp ce extracția fierului, vanadiului, toriului, lantanidelor și a altor metale nu este influențată.

Extracția uraniului din minereuri fosfatice. O problemă deosebit de importantă la fabricarea îngrășămintelor din fosfați este separarea uraniului, care se găsește în cantități mici aproape în toate rocile fosfatice.

Procedeul de solubilizare a rocilor fosfatice cu acid sulfuric transformă fosfatul de calciu în sulfat de calciu insolubil și trece în soluție acidul fosforic, care ajunge la o concentrație de cca 30 % P_2O_5 împreună cu o cantitate de uraniu de 75—200 mg/l.

Pentru recuperarea uraniului din soluțiile de acid fosforic se utilizează *procedeul extracției lichid-lichid* folosind ca extractanți diferite categorii de solvenți organici sau amestecuri ale acestora.

Se cunosc mai multe procedee de extracție, dar numai două sisteme de extracție se utilizează pe plan mondial pentru recuperarea comercială a uraniului din acidul fosforic [1].

Primul sistem implică folosirea solvenților organici din clasa acizilor organofosforici pentru extracția uraniului tetravalent. În această categorie intră acizii pirofosforici (acidul octil pirofosforic AOPP), acizii fosforici hidrogenați (acidul dodecil fosforic ADDP) și amestecuri de mono- și diesteri ai acizilor fosforici (acidul mono-octil fenil fosforic cu acid di-octil fenil fosforic (AMOPP + ADOPP). Ultimul sistem necesită un al 2-lea ciclu de extracție folosind amestecul acid di-2-etil hexil fosforic cu tri-n-octil fosfinoxidul (AD2EHP + TOPO).

Al doilea sistem de extracție se bazează pe folosirea unor amestecuri sinergice pentru extracția uraniului hexavalent. Un exemplu îl constituie amestecul AD2EHP + TOPO folosit în două cicluri de extracție sau într-un singur ciclu [2].

La nivelul anului 1981 se estima o producție anuală totală de cca 1 800 t uraniu recuperat din acidul fosforic, din care cca 200 t/an cu extractantul AOPP, cca 170 t/an prin extracția cu ADOPP și cca 1 400 t/an folosind amestecul de extragenți AD2EHP—TOPO [3]. Pînă în anul 1983, producția totală anuală a crescut la 2 100 t uraniu, prevăzîndu-se construirea de noi uzine de recuperare a uraniului din rocile fosfatice, în Europa, Japonia, Israel și Canada [4].

Cercetări mai recente au urmărit descoperirea și testarea unor amestecuri noi de solvenți care să asigure o mai bună extracție a uraniului din acidul fosforic brut. Se pot menționa în acest

sens lucrările cu amestecul de extractanți di-n-hexil octoxi metil fosfinoxidul și acid bis-di-butoxil 1,3 propil 2 fosforic (DinHMOPO + + ABiDiBOPP) [1].

Cercetările de laborator au arătat apariția unui pronunțat efect sinergic la extracția U(VI) cu amestecul menționat.

În figura 1 sînt prezentate rezultatele comparative la extracția uraniului din acidul fosforic

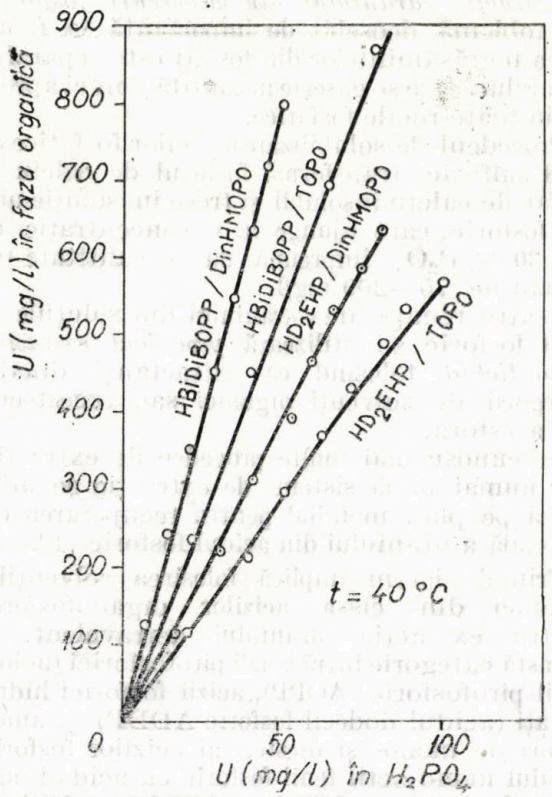


Fig. 1. Extracția uraniului cu diferite sisteme sinergice de extractanți

industrial cu 27 % P_2O_5, 130 mg/l uraniu și 1,72 g/l fier, folosindu-se diferite amestecuri de extractanți.

Cercetări privind extracția uraniului cu agenți de chelatizare. Cercetările privind extracția uraniului cu agenți de chelatizare au fost orientate cu precădere spre două clase de solvenți: β — dicetonele și aroilpirazolonele, folosite ca extragenți individuali sau în amestecuri cu alte categorii de solvenți pentru obținerea unor efecte sinergice.

Au fost efectuate cercetări sistematice asupra extracției uraniului din soluții sulfurice, azotice sau clorhidrice, folosind extractanți din clasa β a dicetonelor, ca: acetil-acetona (HA), thenoilacetona (HTA), naftoiltrifluoracetona (HNTA), thenoiltrifluoracetona (HTTA), benzoilacetona (HBA), benzoiltrifluoracetona (HBTA), dibenzoil metan (HDBM), furoiltrifluoracetona (HFTA) etc., diluate în benzen, kerosen sau alți solvenți organici.

Extracții mai bune au fost obținute cu β—dicetonele fluorurate HFTA, HTTA și HBTA. Uraniul se extrage în faza organică sub forma unor complecși a căror formulă generală este UO_2T_2 în care prin T este simbolizată β—dicetona.

Cele mai bune rezultate în ceea ce privește extracția uraniului cu β — dicetone au fost obținute prin folosirea ca extractanți a β — dicetonelor în amestec cu alți solvenți cum ar fi compușii organofosforici neutri, sulfoxizii sau alți agenți de chelatizare, care au proprietatea de a mări coeficienții de distribuție ai uraniului prin efect sinergic.

Cercetările efectuate cu β — dicetone, în amestec cu TBP [5], au arătat influența sinergică a TBP asupra extracției uraniului cu toate dicetonele studiate, cu formarea în fază organică a complecșilor de uraniu de tipul UO_2T_2S, în care, prin T, este simbolizată β-dicetona și prin S, adaosul sinergic TBP. În ceea ce privește structura complexului format, întrucît efectul sinergic apare la toate dicetonele studiate indiferent de tipul acestora, se presupune că molecula TBP se leagă în locul atomului de hidrogen al atomului central de carbon, situat între cele două grupe cetonice.

Cercetările recente în domeniul extracției uraniului au urmărit obținerea unor efecte sinergice prin folosirea unor sisteme noi de extracție constituite din doi agenți de chelatizare. Au fost alese sistemele constituite din HBTA în amestec cu HDBM, HA, HNTA, HFTA și HTFA (trifluroacetilacetona) [6]. Stoichiometria complecșilor de uraniu extrași în faza organică s-a determinat prin metoda analizei pantelor. Rezultatele obținute la extracția uraniului cu amestecul a două β — dicetone notate cu HA și HB au arătat formarea a trei complecși cu formulele generale UO_2A_2, UO_2AB și UO_2B_2. Stabilitatea complecșilor formați în sistemele studiate crește de la β — dicetonele nefluorurate la complecșii fluorurați, complecșii cei mai stabili fiind formați în sistemul UO_2-HBTA-HFTA.

O altă categorie de agenți de chelatizare folosiți la extracția uraniului au fost aroilpirazolonele care pot extrage metalele chiar din medii cu aciditate mare. Dintre acestea, cea mai utilizată pentru extracția și separarea metalelor este 1-fenil-3-metil-4 benzoil pirazolona (HPMBP sau HA), folosită ca extractant individual sau în amestec cu diferiți extragenți donori neutri, ca: difenil suloxid (DPSO), tributil fosfat (TBP) sau tri-n-octil fosfinoxidul (TOPO).

Cercetările efectuate cu aceste amestecuri [7] au arătat extracția sinergică a uraniului, cu formarea unor complecși de forma UO_2A_2 și UO_2A_2S, în care A este extractantul de bază iar S reprezintă agentul sinergic.

Se semnalează, de asemenea, cercetările privind extracția uraniului cu un solvent de tip oximă în amestec cu o β — dicetonă, care au urmărit influența grupului terminal al β — dicetonei asupra sinergismului. Au fost studiate sistemele : 8-oxichinolină (HOX) + β — dicetone (HBTA, HTFA, HTTA, HFTA) la extracția uraniului din soluții sulfurice și a fost pusă în evidență formarea de chelați micști de tipul $UO_2T.OX.HOX$ și UO_2T_2HOX [8]. Constantele de echilibru ale complecșilor micști sînt mult mai mari în comparație cu cele ale dicetonelor singure, datorită dublului rol al oxinei, de agent de chelatizare și de agent sinergic.

Tendințe noi în evoluția sistemelor de extracție a uraniului cu solvenți organici . Extracția uraniului cu solvenți organici din soluțiile de la solubilizarea minereurilor se aplică pentru obținerea a 50 % din producția de uraniu ; cca 25 % din uraniu se separă cu ajutorul rășinilor schimbătoare de ioni, iar restul se obține prin combinarea celor două procedee.

Folosirea utilajelor clasice, cum sînt agitatoarele-decantoare, utilizate în prezent pentru prelucrarea unor soluții acide cu conținut redus de uraniu, întîmpină dificultăți tehnice fiind de multe ori neeconomică, motiv pentru care au fost propuse noi sisteme de extracție. Unul din aceste sisteme folosește principiul de lucru al agitatorului-decantor, dar aduce modificări de esență în circulația fazelor. Astfel, debitele de alimentare ale fazelor sau raportul dintre volumul fazei organice și cel al fazei apoase vor fi 20 : 1 sau 1 : 20. În noul tip de agitator-decantor, format dintr-un singur vas, coexistă trei zone de lucru : o zonă superioară care conține faza organică separată, o zonă centrală cu un agitator care produce dispersia fazelor și o zonă inferioară care conține faza apoasă separată.

Principala caracteristică a noului concept este că raportul volumelor fazei organice și apoase în dispersie este independent de raportul debitelor celor două faze, dar depinde de poziția agitatorului față de suprafețele de separare ale celor două faze [9]. O altă caracteristică importantă a acestui sistem de extracție constă în posibilitatea de a funcționa cu un anumit conținut de suspensii solide în faza apoasă.

În toate sistemele de extracție utilizate pînă în prezent, de tip coloane de extracție, agitatoare-decantoare sau extractoare centrifugale, procesele de extracție și de reextracție se efectuează în operații distincte. În cadrul fiecărei operații se urmărește ca prin dispersia fazelor să se realizeze o contactare cît mai intimă a acestora.

Recent au fost propuse sisteme principial noi de contactare a celor două faze, care permit efectuarea extracției și reextracției în aceeași operație prin metode care utilizează membrane lichide [9]—[11]. Sînt studiate două tipuri diferite de membrane lichide : membrane lichide tensioactive și membrane lichide pe suport.

Membranele lichide tensioactive folosesc tehnica dublei emulsii, în care o emulsie stabilă formată din fază apoasă — extractant organic, constituită din picături extrem de fine, este ea însăși dispersată sub forma unor globule mult mai mari în soluția din care se extrage uraniul. Faza organică este dispusă ca o membrană în jurul picăturilor fine de fază apoasă de 1 — 10μ, care alcătuiesc emulsia stabilă (fig. 2). Faza apoasă internă a acestor picături este constituită din soluția de reextracție. Emulsia se găsește dispersată, sub forma unor mici globule de Ø 0,1—1 mm în faza apoasă din care se extrage uraniul. Fiecare globulă este formată din mii de picături care conțin faza apoasă internă. Membrana lichidă care înconjoară soluția internă este constituită din solventul de extracție căruia i se adaugă o substanță tensioactivă. Uraniul este extras din soluția de alimentare în membrana lichidă, fiind apoi reextras în faza apoasă internă.

Procesul are loc în trei stadii : în primul stadiu este preparată emulsia stabilă constituită din picături mici care conțin în interior faza apoasă de reextracție ; în al doilea stadiu are loc extracția uraniului de către emulsie într-un utilaj de tip agitator-decantor și concomitent reextracția uraniului din membrană în faza apoasă internă ; în al treilea stadiu se separă emulsia în părțile sale componente : membrana pentru reciclarea în instalație iar faza internă îmbogățită în uraniu pentru a fi procesată în vederea extracției uraniului.

Membranele lichide pe suport se obțin prin impregnarea cu solventul organic folosit ca extractant a unor straturi subțiri sau a unor fibre tubulare confecționate dintr-un polimer hidrofob microporos. Extracția și reextracția uraniului au loc pe fețele opuse ale membranei lichide care separă cele două soluții apoase.

Membranele lichide pe suport au fost studiate la scară de laborator pentru recuperarea uraniului din soluțiile sulfurice de la solubilizare

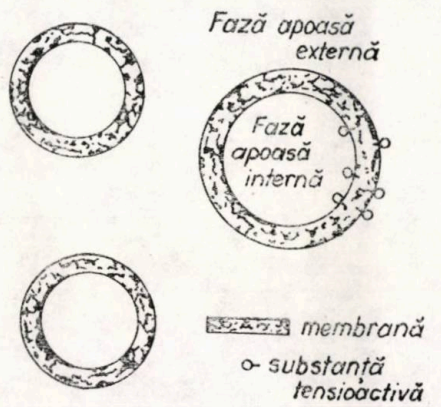


Fig. 2. Schema sistemului de extracție cu membrană lichidă tensioactivă

și mai recent, din soluțiile de acid fosforic folosindu-se ca extractant amestecul sinergic AD2EHP/TOPO [10] sau din soluții de azotat de uranil folosind ca extragent TOPO [11].

Membrana lichidă folosită în aceste instalații a fost formată dintr-un film plan de politetrafluoretilenă cu o grosime de 80 μ, cu dimensiunea porilor de 0,45 μ și o porozitate de 75%. Suportul tubular a avut un diametru inferior de 2 mm, cu grosimea de 0,4 mm și o dimensiune maximă a porilor de 20 μ.

O caracteristică a ambelor procedee, bazate pe folosirea membranelor lichide, este imobilizarea în instalație a unei cantități mult mai mici de solvent organic; ambele procedee pot lucra la temperaturi mai mari, ceea ce influențează favorabil cinetica extracției. Este de așteptat ca membranele lichide să fie folosite mai ales la extracția uraniului din soluții foarte sărace unde avantajele membranelor lichide, cu privire la economicitatea procesului, pot fi bine puse în valoare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ginisty, C.: *Improved dialkye phosphoric/phosphine oxide synergistic systems.* ISEC 1983, Int. Solvent Extr. Conf., Denver, Colorado, U.S.A., 1983, 26 aug.—2 sept.

[2] Bunuș, F., Dumitrescu, P.: U (VI) extraction from acid mixture with oranophosphorus esters, În: Hidrometallurgy, S.U.A., nr. 16, 1986, p. 167.

[3] Flett, D. S.: *Some recent developments in the application of liquid extraction in hydrometallurgy.* In: Chemical Engineer, Anglia, nr. 7, 1981, p. 321.

[4] Gorecki, H.: *Extraction of U(VI) from wett phosphoric acid with a kerosene solution of nonylphenyl phosphoric acid.* Proc. Tech. Committe Meeting on Adv. Uranium Ore Processing and Recovery from Non-Conventional Resources, Viena, 26—29, Sept., 1983, IAEA-TC-491/11, p. 197.

[5] Batzar, K., Goldberg, D. E. și Newman, L. *Effect of β-diketone structure on the synergistic extraction of uranyl ion by TBP.* În: J. Inorg. Nucl. Chem, S.U.A., *29*, 1967, p. 1511.

[6] Malhotra, R. K. și Sundersanan, M. *Study of mixed complexes of uranium by solvent extraction,* În: Indian J. Chem., India, *25 A*, 1986, p. 744.

[7] Pai, S. A. și Subramanian, M. S. *Sinergistic extraction of uranyl ion with aroylpyrazolones and neutral extractants.* În: J. Radioanal. Nucl. Chem., S.U.A., 89/2, 1985, p. 423.

[8] Malhotra, R. K. ș.a. *Synergism in the extraction of U(VI) by a mixture of oxine and β — dikelones.* Proc. Indian Acad. Sci. (Chem, Sci.), *94*, 1985, p. 515.

[9] Naden, D. ș.a. *Development and application of solvent extraction, resin ion exchange and liquid membrane process for uranium recovery.* Proc. Tech. Comittee Meeting on Adv. Uranium Ore Processing and Recovery from Non-Conventional Resources, Viena, 26—29 sept., 1983, IAEA-TC-491/4, p. 53.

[10] Flett, D. S. ș.a. *Investigation of a supported liquid membrane process for uranium recovery from wett process phosphoric acid*: Olso Symp. 1982: Ion Exch. and Solvent Extr., J. Frost Unstad and G. Borgen Eds., London, 1982, p. 17.

[11] Akiba, K. și Hashimoto, H. *Uranium (VI) transport through liquid membrane supported with triotylphosphine oxide.* În: Analytical Science, Anglia, nr. *2*, 1986, p. 541.

ng. Fl. Ştefănescu, prof. dr. ing. L. Sofroni
şi dr. ing. C. Bratu
Institutul politehnic Bucureşti

Dirijarea solidificării aliajelor la obţinerea pieselor turnate de performanţă

Z : 621.747

Tehnologiile moderne de producere a pieselor urnate de performanţă pun accentul pe posibilităţile de dirijare a procesului de solidificare, n sensul realizării unui *control asupra modului le avansare a frontului de fază solidă şi asupra condiţiilor de formare şi de creştere a cristalelor.* Schema principalelor metode care pot fi folosite pentru dirijarea procesului de solidificare este prezentată în figura 1.

În afara acţiunii de perfecţionare a procedeelor convenţionale, în ultimul timp au început să se caute noi metode, dezvoltîndu-se totodată procedeele care se caracterizează printr-o intervenţie activă asupra formei de turnare sau asupra aliajului în curs de solidificare cum ar fi : vidarea formelor, utilizarea răcitorilor tubulari, folosirea vibraţiilor de joasă frecvenţă, tratarea cu ultrasunete, amestecarea mecanică, electrică şi electromagnetică, introducerea de microrăcitori şi modificatori, barbotarea aliajului etc.

Dirijarea solidificării aliajelor cu ajutorul răcitorilor tubulari

Metoda constă în introducerea în forma de turnare a unor conducte metalice prin care circulă un fluid de răcire (aer sau apă) [1].

Pentru simplificarea analizei proceselor de schimb de căldură care se desfăşoară în cazul utilizării răcitorilor tubulari, se consideră că modificarea configuraţiei suprafeţei de răcire

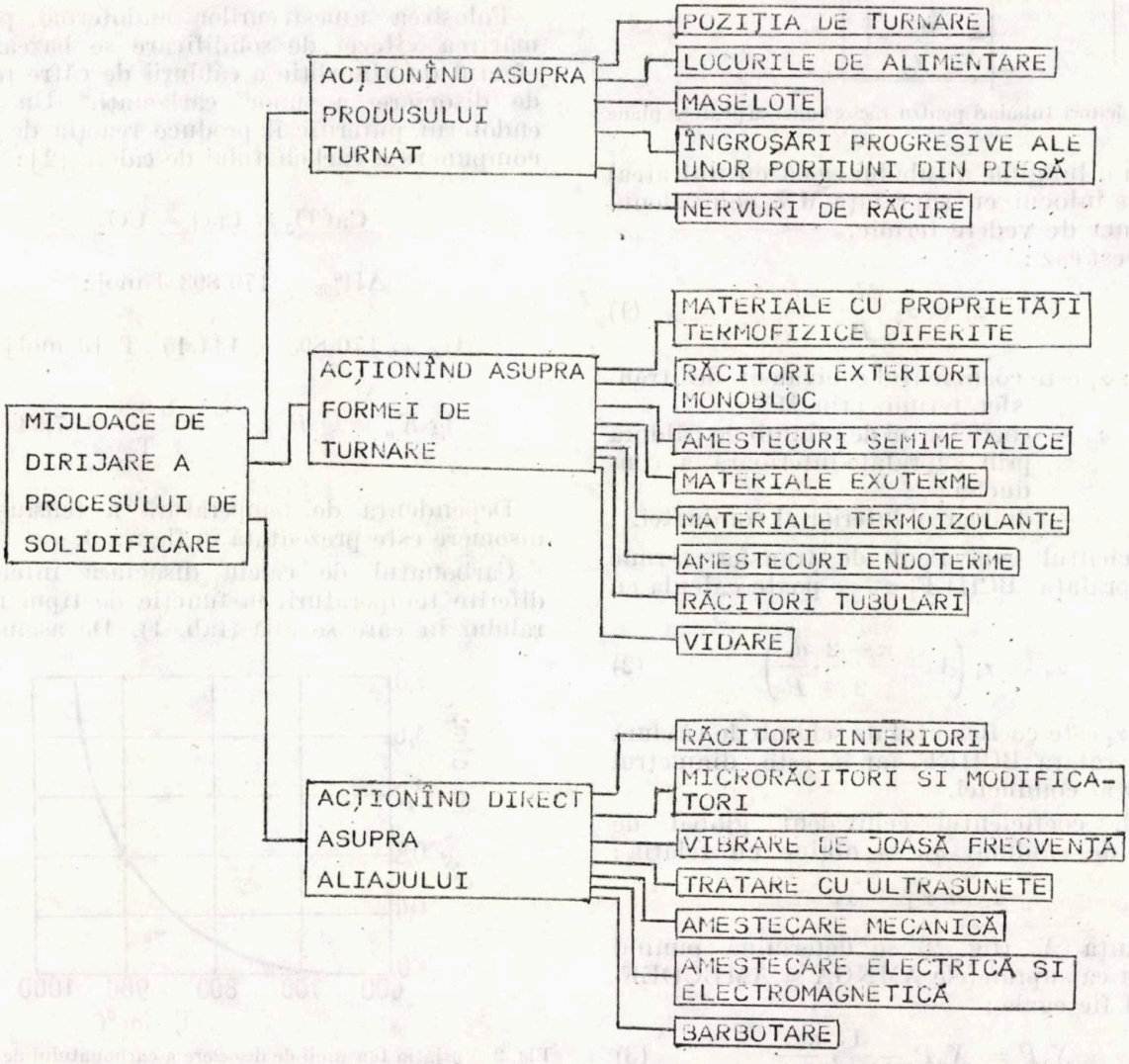


Fig. 1. Clasificarea principalelor mijloace de dirijare a procesului de solidificare

are o influență neglijabilă asupra repartiției temperaturilor în corpul luat în considerare dacă mărimea fluxului termic rămîne neschimbată.

Se analizează doar o porțiune de înălțime P(fig. 2), care reprezintă distanța dintre axele a două tuburi alăturate. Suprafața BCDEF

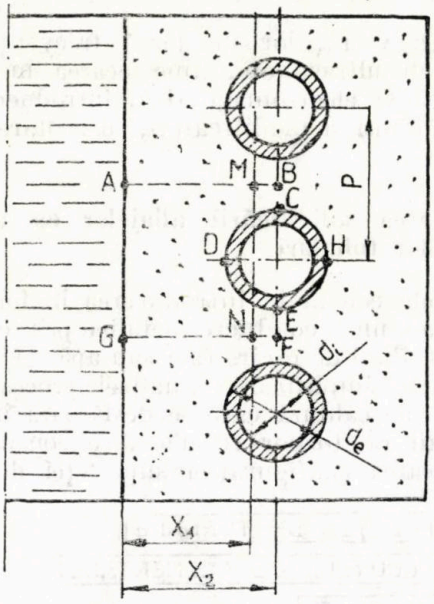


Fig. 2. Răcitori tubulari pentru răcirea unei suprafețe plane

(pentru o lungime a tubului egală cu unitatea) se poate înlocui cu suprafața MN, echivalentă din punct de vedere termic.

În acest caz :

$$\alpha_1 = \alpha_2 \frac{\pi d_i}{P} \qquad (1)$$

în care : α_1 este coeficientul echivalent de transfer termic prin MN ;

α_2 — coeficientul de schimb de căldură prin suprafața interioară a conductei ;

d_i — diametrul interior al conductei.

Coeficientul echivalent de transfer termic prin suprafața BCHEF, α_3, se poate calcula cu relația :

$$\alpha_3 = \alpha_4 \left(1 + \frac{\pi - 2}{2} \cdot \frac{d_e}{P}\right) \qquad (2)$$

în care α_4 este coeficientul de schimb de căldură prin suprafața BCHEF, iar d_e este diametrul exterior al conductei.

Astfel, coeficientul echivalent global de schimb de căldură, α_e, se obține cu relația :

$$\alpha_e = \alpha_1 + \alpha_3$$

Distanța X_1 (fig. 2) se determină punînd condiția ca suprafețele AMNGA și AMBCDEFNGA să fie egale :

$$X_1 P = X_2 P - \frac{1}{2} \cdot \frac{\pi d_e^2}{4} \qquad (3)$$

de unde :

$$X_1 = X_2 - \frac{\pi d_e^2}{8P} \qquad (4)$$

Grosimea plăcii echivalente, X_e, se calculează prin relația :

$$X_e = \frac{\pi}{4P}(d_e^2 - d_i^2) \qquad (5)$$

În concluzie, pentru a se putea efectua diverse calcule legate de transferul de căldură de la aliaj la forma de turnare este necesară determinarea mărimilor α_e, X_2 și X_e. Astfel, formele cu răcitori tubulari se pot analiza din punct de vedere termic ca forme compuse din straturi cu grosimi constante, realizate din materiale diferite.

Dirijarea procesului de solidificare prin utilizarea amestecurilor de formare endoterme

Folosirea amestecurilor endoterme pentru mărirea vitezei de solidificare se bazează pe efectul de absorbție a căldurii de către reacția de disociere a unor carbonați. Un efect endoterm puternic îl produce reacția de descompunere a carbonatului de calciu [2] :

$$CaCO_3 \rightleftharpoons CaO + CO_2$$

$$\Delta H^0_{298} = 170\,893 \text{ J/mol} ;$$

$$\Delta G^0_T = 170\,893 - 144{,}45 \ T \ [\text{J/mol}] :$$

$$\lg K_p = \lg P_{CO_2} = -\frac{8\,920}{T} + 7{,}54$$

Dependența de temperatură a tensiunii de disociere este prezentată în figura 3.

Carbonatul de calciu disociază intens la diferite temperaturi, în funcție de tipul mineralului în care se află (tab. 1). De asemenea,

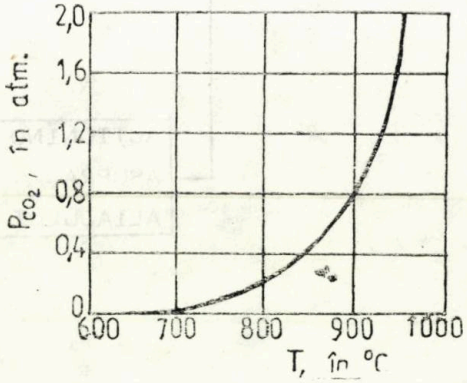


Fig. 3. Variația tensiunii de disociere a carbonatului de calciu cu temperatura

Tabelul 1

Temperaturile practice de disociere a carbonatului de calciu din diferite minerale

Mineralul	$CaCO_3$, %	Temperatura practică de disociere, °C
Calcită	99,17	910
Calcar	90,50	900
Cretă	97,18	914
Marmură	96,41	921

s-a stabilit că prezența unor impurități (în special SiO_2) duce la micșorarea temperaturii de disociere.

Din reacție rezultă deci un oxid cu refractaritate ridicată (CaO) și un gaz care nu este toxic (CO_2).

Utilizarea amestecurilor endoterme se recomandă mai ales la realizarea unor porțiuni din miezuri deoarece, datorită contactului neîntrerupt cu aliajul turnat, miezurile se încălzesc la temperaturi mai ridicate decît restul formei. În plus, problema asigurării unei bune ventilări este mai ușor de rezolvat prin folosirea unei instalații de vidare (scăderea presiunii favorizează, conform principiului lui Le Chatelier, reacția de disociere care are loc odată cu creșterea de volum).

Dirijarea solidificării aliajelor cu ajutorul oscilațiilor mecanice

Principalele efecte tehnologice favorabile care se obțin prin aplicarea oscilațiilor mecanice constau în mărirea compactității și în îmbunătățirea structurii aliajelor turnate.

Deplasarea aliajului la formarea golului de contracție în condiții obișnuite are loc sub acțiunea presiunii atmosferice și a celei metalostatice. Vibrațiile introduc noi forțe, care determină schimbarea formei clasice a retasurii. Astfel, în cazul unei piese cilindrice de rază R și înălțime H, care se solidifică în condiții de vibrare, configurația retasurii poate fi determinată teoretic cu ajutorul următoarei ecuații diferențiale [3]:

în care: h și r sînt coordonatele curente; α — coeficientul de contracție volumetrică la solidificare; ρ, c, λ și L — densitatea, căldura specifică, conductivitatea termică și căldura latentă de solidificare; ΔT — diferența dintre temperatura de cristalizare și temperatura suprafeței piesei; ε — coeficientul care ține seamă de intensificarea transferului termic în condiții de vibrare.

Calculul conturului golului de contracție cu relația de mai sus duce la concluzia că sub acțiunea oscilațiilor mecanice se reduce adîncimea retasurii, iar partea ei inferioară se rotunjește. Configurația teoretică este în concordanță cu datele experimentale obținute la turnarea lingourilor din oțel. Prin concentrarea golului de contracție se poate reduce șutajul cu peste 20%, ceea ce înseamnă o importantă creștere a coeficientului de scoatere.

La oțelurile cu Ti și B, care au o contracție mare și sînt predispuse la fisurare, s-a observat că prin vibrare dimensiunile microfisurilor se micșorează, reducîndu-se în același timp și porozitatea axială [4].

În cazul oțelurilor cu tendință mare de transcristalizare se micșorează zona de cristale columnare de circa 2,5 ori și timpul de solidificare de 1,3 — 1,5 ori. Vibrațiile determină eliminarea unei mari cantități de incluziuni nemetalice și o repartizare uniformă pe secțiunea piesei turnate a incluziunilor care rămîn în aliaj.

La oțelurile cu Ni, V, W, în condiții obișnuite, se observă o puternică dezvoltare a dendritelor, între ramurile cărora segregă compușii Ni_4W și Ni_4V. Vibrațiile fragmentează ramurile dendritelor, ducînd la creșterea microdurității grăuntelui.

Prin vibrarea fontelor la amplitudini de 0,25—0,35 mm și la frecvențe de 1700 — 1 800 oscilații /minut [5] se mărește viteza de eliminare a incluziunilor, gazelor și grafitului remanent grosolan, asigurîndu-se o structură primară fină, atît în ceea ce privește austenita cît și celulele eutectice. Separările de grafit sînt mai mici, mai disperse și au o formă mai compactă.

La o fontă nealiată, apropiată de eutectic, densitatea crește de la 7,14 g/cm³ în condiții obișnuite, la circa 7,4 g/cm³ în cazul aplicării unor vibrații cu frecvența de 30 Hz. Tratînd fontele albe cu oscilații de înaltă frecvență, densitatea lor crește de la 7 la 7,29 g/cm³ [6].

În cazul fontelor cu grafit nodular oscilațiile mecanice duc la concentrarea macroretasurii,

$$\frac{dh}{dr} = 2\alpha \cdot \frac{h}{r} + \frac{2(R-r)\left[\frac{\rho\left(\frac{1}{2}c\cdot\Delta T + L\right)}{2\lambda\cdot\Delta T} + \frac{\varepsilon\cdot\rho}{3\lambda\cdot\Delta T}R^{1/2}\right] - \frac{\varepsilon\cdot\rho}{\lambda\cdot\Delta T}(R-r)^{3/2}}{2\left[\frac{\rho\left(\frac{1}{2}c\cdot\Delta T + L\right)}{2\lambda\cdot\Delta T} + \frac{\varepsilon\cdot\rho}{3\lambda\cdot\Delta T}R^{1/2}\right](H-h) - \frac{\varepsilon\cdot\rho}{\lambda\cdot\Delta T}(H-h)^{3/2}},$$

la micșorarea conținutului de oxisulfuri și la reducerea dimensiunilor nodulelor de grafit.

Sub acțiunea vibrațiilor se poate elimina complet zona de cristale columnare la turnarea aliajelor neferoase pe bază de Al, Zn, Sb, Sn Bi ș.a. Determinînd variația în timp a temperaturii unor probe turnate din Sn, în condiții obișnuite și sub acțiunea vibrațiilor (cu frecvența de 50 Hz) s-a observat că oscilațiile mecanice intensifică procesul de germinare și, ca urmare, cristalizarea metalului apare la temperaturi mai ridicate (fig. 4) [7].

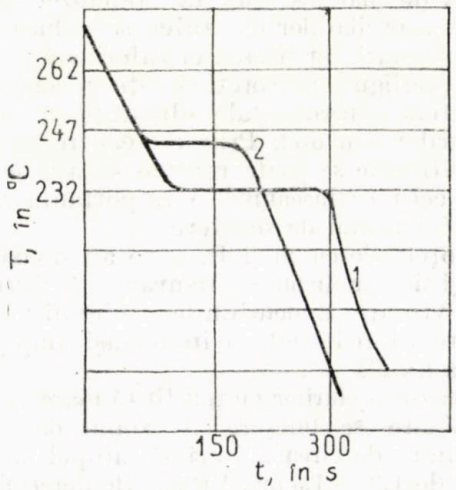


Fig. 4. Curbele de răcire ale unor probe cu dimensiunile Ø 43×80 mm, turnate din staniu: *1* — fără vibrare; *2* — cu vibrare

Cercetări experimentale

Pentru determinarea influenței răcitorilor tubulari asupra modului de înaintare în timp a frontului de solidificare s-au turnat probe de formă cilindrică, cu dimensiunile Ø80 ×100 mm din aliaj de Al cu 12 % Si, la temperatura de 680°C. În jurul probei, s-a introdus în amestecul de formare o conductă din cupru (d_e = 8 mm și d_i = 6 mm) sub formă de spirală, utilizînd ca fluid de răcire apă la 17°C. S-a măsurat grosimea crustei solide x formate la diferite intervale de timp, după îndepărtarea aliajului rămas nesolidificat. S-au variat: debitul fluidului de răcire Q, distanța dintre două spire succesive d_1 și distanța dintre răcitor și aliaj d_2.

Rezultatele experimentale obținute sînt trecute în tabelul 2.

Posibilitatea folosirii amestecurilor endoterme pentru dirijarea procesului de solidificare s-a testat prin turnarea unor probe cu dimensiunile Ø80 × 100 mm, din oțel nealiat (OT 450), în forme realizate din amestecuri care conțin 0, 40, 60 și 80 % calcar. Pentru protejarea suprafeței formei s-au aplicat trei straturi de vopsea pe bază de zircon. S-a determinat grosimea

Tabelul 2

Influența unor parametri ai răcitorilor tubulari asupra modului de înaintare în timp a frontului de solidificare

d_1, mm	d_2, mm	Q, kg/s	x, mm		
			50 s	60 s	70 s
5	8	0,020	4,4	10,3	13,8
5	8	0,038	5,9	11,2	14,4
0,5	8	0,038	13,6	19,6	23,6
5	2	0,038	18,3	25,2	28,0

Tabelul 3

Variația grosimii stratului solidificat în funcție de conținutul de calcar al amestecului de formare

Calcar, %	Grosimea crustei solide, mm
0	3,7
40	5,4
60	6,7
80	7,8

crustei solidificate după 10 s, rezultatele obținute fiind prezentate în tabelul 3.

În scopul determinării influenței vibrațiilor asupra procesului de solidificare s-au construit mai multe instalații de producere a oscilațiilor mecanice. Utilizînd instalația din figura 5, s-au

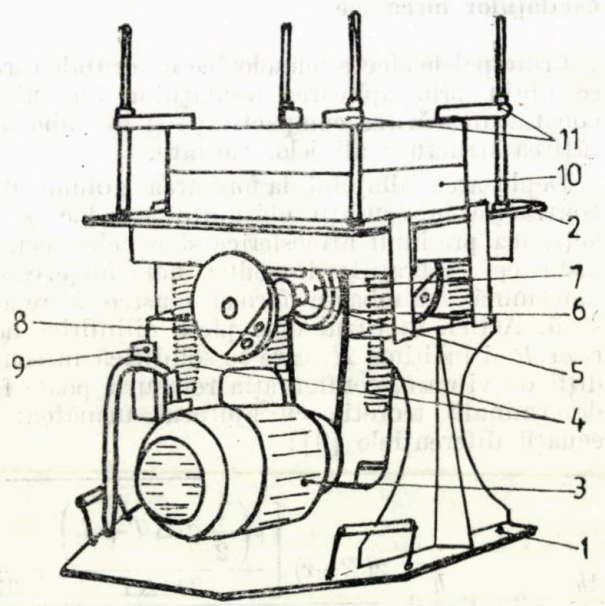


Fig. 5. Instalație de vibrare cu excentric: *1* — suport; *2* — masă de lucru; *3* — motor electric; *4* — arcuri; *5* — lagăr cu rulment; *6* — curea de transmisie; *7* — arbore în trepte; *8* — masă perturbatoare; *9* — întrerupător; *10* — formă de turnare; *11* — elemente de fixare a formei pe masa vibratoare

turnat probe cilindrice cu dimensiunile Ø 40 × × 80 mm, din Zn, izolate termic la partea superioară cu perlit expandat. S-au măsurat adîncimea de pătrundere a macroretasurii în probă a, volumul macroretasurii V și unghiul de deschidere β al acestui gol de contracție pe probele nevibrate și cele vibrate cu frecvența de 20 Hz și amplitudinea de 0,3 mm. Datele obținute sînt trecute în tabelul 4.

Tabelul 4

Influența vibrării asupra gradului de concentrare a macroretasurii

Tipul probei	a, mm	V, cm³	β, grade
Nevibrată	9,5	2,1	42
Vibrată	4,0	3,3	85

Folosind oscilații mecanice cu aceeași amplitudine dar frecvență mai mare (100 Hz), produse de o instalație cu electromagnet [8], s-au turnat probe de formă tronconică ($R = 35$ mm, $r = 20$ mm și $H = 100$ mm) din aliaj pe bază de Zn cu 3,5 % Al, aliaj pe bază de Al cu 12 % Si și oțel nealiat cu 0,2 % C.

Vibrațiile au determinat mărirea volumului macroretasurii cu 16,3 % în cazul primului aliaj, cu 10,5 % pentru cel de-al doilea și cu 25 % în cazul oțelului.

Concluzii

Din cercetările teoretice și experimentale efectuate rezultă următoarele:

— prin folosirea *răcitorilor tubulari* se poate realiza o reglare în timp a intensității schimbului de căldură în sistemul aliaj-formă, obținîndu-se cu ușurință o mărire a vitezei de solidificare în nodurile termice;

— utilizarea *amestecurilor de formare endoterme* simplifică procesul de realizare a unei solidificări dirijate în cazul pieselor cu noduri termice de configurație complicată;

— sub acțiunea *oscilațiilor mecanice* se produc o compactizare a materialului turnat și o îmbunătățire a structurii de turnare, determinînd creșterea rezilienței, mărirea coeficientului de scoatere și scurtarea ciclurilor de tratament termic (în special la oțelurile complex aliate).

Toate metodele prezentate duc la reducerea consumului de aliaj lichid pentru maselote și alte adaosuri tehnologice (cu avantajele care decurg de aici) și asigură obținerea unor materiale turnate cu proprietăți superioare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Anisovici, G.A. *Zatverdevanie otlivok*. Minsk, Nauka i tehnika, 1979.

[2] Dragomir, I. *Teoria proceselor siderurgice*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1985.

[3] Mustafazade, F. M. ș.a. *Vliianie vibrații na proțess kristallizații splavov i strukturu otlivok*. Liteinie svoistva splavov, Kiev, 1972, p. 158–160.

[4] Braun, M. P. ș.a. *Vliianie vibrații na strukturu i svoistva jaroprocinih splavov*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 2, 1969, p. 29–30.

[5] Falecki, Z. *Wpływ vibracji na strukture, gestość i właściwości mechaniczne zeliwa*. În: Przeglad odlewnictwa, R.P.P., nr. 7, 1976, p. 163–166.

[6] Kantenik, S.K. ș.a. *Kristallizațiia modifitirovannogo ciuguna v ultrazvukovom pole*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 4, 1972, p. 21.

[7] Sutirin, G. V. ș.a. *Vliianie vibrații nizkoi ceastoti na kristallizațiiu splavov*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 2, 1973, p. 39.

[8] Ștefănescu, Fl. și Bratu, C. *Cercetări privind îmbunătățirea calității aliajelor prin vibrarea lor în timpul solidificării*. În: Cercetări metalurgice, ICEM, R.S.R., 1985, p. 351–357.

Noi posibilități de control al compactității grafitului și de modificare a fontelor

Ing. M. Chișamera, dr. ing. I. Riposan
și prof. dr. ing. L. Sofroni
Institutul politehnic București

CZ : 661.666.2 ;546.26—162

Tehnologiile de producere a fontelor cu forme compacte de grafit (Fgn — Fgv) cunosc în prezent două direcții principale de dezvoltare : tratarea fontelor cu elemente nodulizante (Mg, Ce, Y etc.) și tratarea fontelor concomitent cu elemente nodulizante (Mg, Ce etc.) și antinodulizante (Ti, Al, Sb etc.) astfel încît să se asigure o compactizare limitată a grafitului, împiedicîndu-se nodulizarea lui.

Prima direcție este specifică tehnologiilor de obținere a fontelor cu grafit noular (Fgn), iar cea de a doua celor de obținere a fontelor cu grafit vermicular compact (Fgv/c), acestea din urmă putîndu-se obține și cu ajutorul tehnologiilor din prima direcție la un consum mai redus de element modificator.

Cea de a doua direcție, deși are ponderea cea mai mare în producția de Fgv/c, este cea mai controversată datorită implicațiilor pe care elementele antinodulizante remanente le prezintă în producția de Fgn sau chiar în producția de Fgv/c.

Prin sintetizarea datelor din literatura de specialitate și din experiența autorilor (peste 200 șarje) s-a obținut dependența dintre conținutul principalelor elemente modificatoare (Mg, Ce) în fontă și gradul de compactitate a grafitului în condițiile prezenței sau absenței elementelor antinodulizante (fig. 1).

Se observă, din figura 1, că valoarea optimă a conținutului de Mg remanent, corespunzătoare proporției maxime de grafit vermicular, este cuprinsă între limitele 0,015 și 0,025 % Mg în absența elementelor antinodulizante și între 0,020 și 0,035 în prezența acestora.

În absența elementelor antinodulizante, valoarea maximă a proporției de grafit vermicular Gv nu corespunde însă cu valoarea maximă posibilă (100 % Gv) decît în puține cazuri , media situîndu-se de obicei sub 70 % Gv, ceea ce corespunde aprecierii că domeniul structurii care conține numai grafit vermicular este îngust.

Acest fenomen este atribuit caracterului dinamic al modificării cu Mg și capacității nodulizante mult mai puternice a acestuia față de Ce [1] .

În prezența elementelor antimodificatoare se constată o lărgire a domeniului de stabilitate a Gv și o extindere a valorii maxime a proporției de Gv la peste 95 %, ceea ce face posibilă obținere a Fgv/c în condițiile stabilității relative a parametrilor tehnologiilor de elaborare, fapt pentru care una din direcțiile principale de obținerea Fgv/c este tratarea concomitentă sau succesivă a fontei lichide cu elemente nodulizante și antinodulizante. Adaosuri mici de Ce ($< 0{,}01$ %) în fontele tratate cu Mg deplasează maximul curbei Gv 1 în stînga și în sus

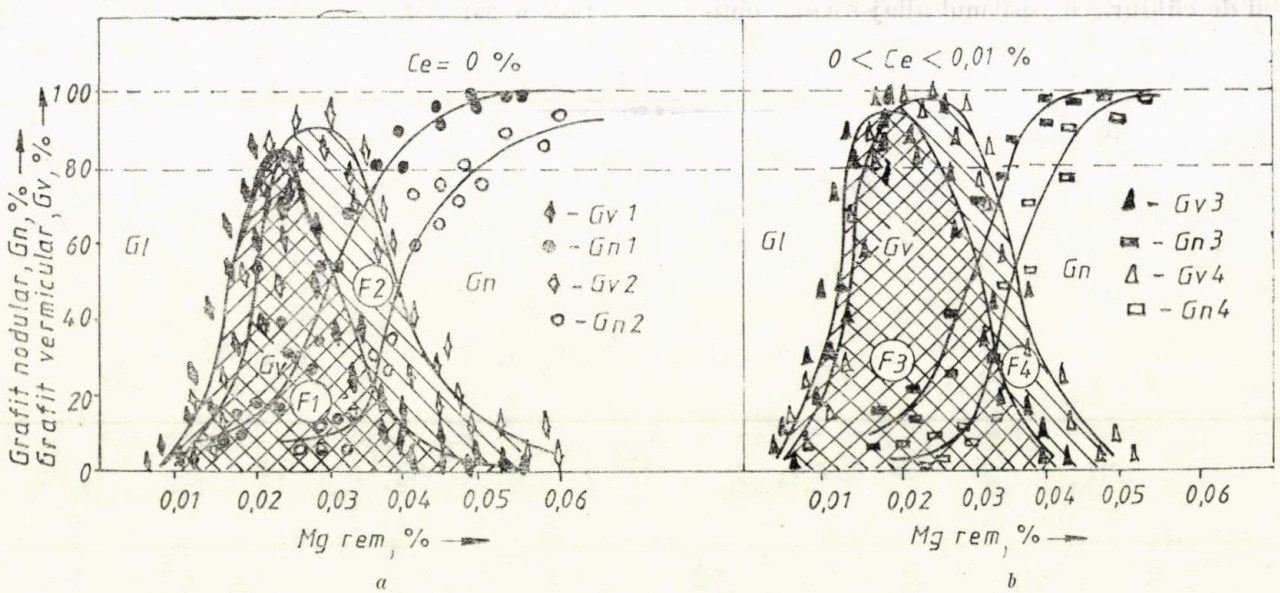


Fig. 1. Dependența dintre gradul de compactitate a grafitului și conținutul de elemente nodulizante și antinodulizante: *a* — fonte modifficate cu Mg ; *b* — fonte modificate cu Mg-Ce în absența elementelor antinodulizante — curbele Gv 1, Gn 1, Gv 3, Gn 3 și în prezența elementelor antinodulizante — curbele Gv 2, Gn 2, Gv 4, Gn 4

ărgind domeniul de stabilitate al Gv (fig. 1, *b*). Aceasta a dus la stabilirea primei direcții de obținere a Fgv/c — tratarea cu cantități reduse de elemente modificatoare din care nu lipsesc elementele din grupa pămînturilor rare (EGPR).

În prezența elementelor antinodulizante eriul mărește și mai mult domeniul de stabilitate al Gv datorită anihilării acțiunii acestora în exces. Această metodă se înscrie în cea de a doua direcție de obținere a Fgv/c avînd intervalul de încredere cel mai mare.

Comparînd cele patru posibilități de obținere a Fgv/c prin prisma mărimii domeniului de stabilitate a Gv caracterizat prin suprafața delimitată de curbele Gv 1, Gv 2, Gv 3 și Gv 4 (fig. 1), se pot scrie următoarele rapoarte :

$$F1 ; F2 ; F3 ; F4 = 1 : 1{,}5 : 1{,}3 : 1{,}8 \quad (1)$$

în care :

F 1 este suprafața delimitată de curba Gv 1 — modificare cu Mg ;
F 2 „ „ „ „ „ Gv 2 — „ Mg + EAN ;
F 3 „ „ „ „ „ Gv 3 — „ Mg + Ce ;
F 4 „ „ „ „ „ Gv 4 — „ Mg + Ce + EAN ;
EAN — elemente antinodulizante.

În calculele efectuate nu au fost luate în discuție cazurile de obținere a Fgv/c prin tratare cu EGPR fără Mg, cazuri care deocamdată nu intră în posibilitățile de obținere la scară industrială a acestor fonte în R.S.R. datorită dificultăților de procurare a acestor materiale.

Din datele prezentate rezultă rolul important pe care îl are EAN în obținerea Fgv/c. Cu toate acestea, mulți producători de Fgv/c, și în special cei care produc și Fgn, evită introducerea în circuitul productiv a modificatorilor care conțin EAN datorită temerilor, de multe ori justificate (alteori nu), de a afecta producția de de Fgn sau de a pierde chiar controlul asupra producției de Fgv/c datorită acumulării de EAN prin recirculate.

Cercetările efectuate de autori au scos în evidență faptul că, la utilizarea recirculatelor de Fgv/c în încărcătura metalică, cantitatea de elemente antinodulizante acumulate în fontă, crește după o relație de forma :

$$E_i = m \cdot \left[1 + \sum_{i=1}^{n} \left(\frac{R}{100}\right)^i\right], \ \%$$

în care : E_i este cantitatea de element acumulată în fontă, % ;
m — cantitatea de element adusă de modificator, % ;
R — ponderea recirculatelor în încărcătura metalică, % ;
i — numărul de cicluri de modificare.

Pe baza acestei relații au fost trasate graficele care permit stabilirea vitezei de acumulare și a nivelului maxim atinse de conținutul de element antinodulizant prin utilizarea repetată a recirculatelor în încărcătură (fig. 2).

Se observă că, la un aport constant în element al modificării și la o cantitate constantă de recirculate în încărcătură, conținutul total de element în fontă crește rapid odată cu numărul de cicluri de modificare dar devine constant după un număr redus de cicluri (3—6) (fig. 2).

Acest lucru este foarte important pentru stabilirea condițiilor concrete în care utilizarea recirculatelor este sau nu dăunătoare.

În cazul particular al producției de Fgv/c cu modificatori care conțin Ti, în condiții normale, cantitatea de Ti adusă de recirculate nu depășește 0,2% indiferent de numărul de modificări efectuate.

Ținînd seamă de posibilitatea unui aport în Ti și a altor componente ale încărcăturii, conținutul final al acestui element în fontă poate depăși limita critică influențînd calitatea Fgn și chiar a Fgv/c. Se menționează faptul că a fost stabilită acțiunea negativă a acestor recirculate în cazul fontelor cu grafit nodular cu plasticitate și tenacitate ridicată, caz în care utilizarea lor este exclusă. La celelalte tipuri de Fgn, acțiunea acestor recirculate poate fi controlată în mare măsură prin utilizarea unor modificatori cu conținut de pămînturi rare (tip Nodulin SC) [2].

Graficele prezentate în figura 2 permit stabilirea nivelului maxim al conținutului de Ti admis în materialele încărcăturii (exceptînd recirculatele) pentru a nu se depăși valoarea finală impusă.

Creșterea conținutului de element în fontă devine mult mai importantă în cazul variației parametrilor m și R, putînd deveni practic nelimitată.

Dependențele stabilite permit să se observe faptul că pentru producția de Fgn utilizarea recirculatelor de Fgv/c cu conținut de elemente antinodulizante poate duce rapid la depășirea limitei admise pentru aceste elemente mai ales în condițiile în care elementul respectiv nu se zgurifică. Sînt însă situații în care prezența elementelor antinodulizante în anumite cantități poate avea efecte favorabile chiar asupra Fgn, favorizînd finisarea nodulilor de grafit [2].

Pentru eliminarea acestui important argument utilizat împotriva asimilării Fgv/c, au

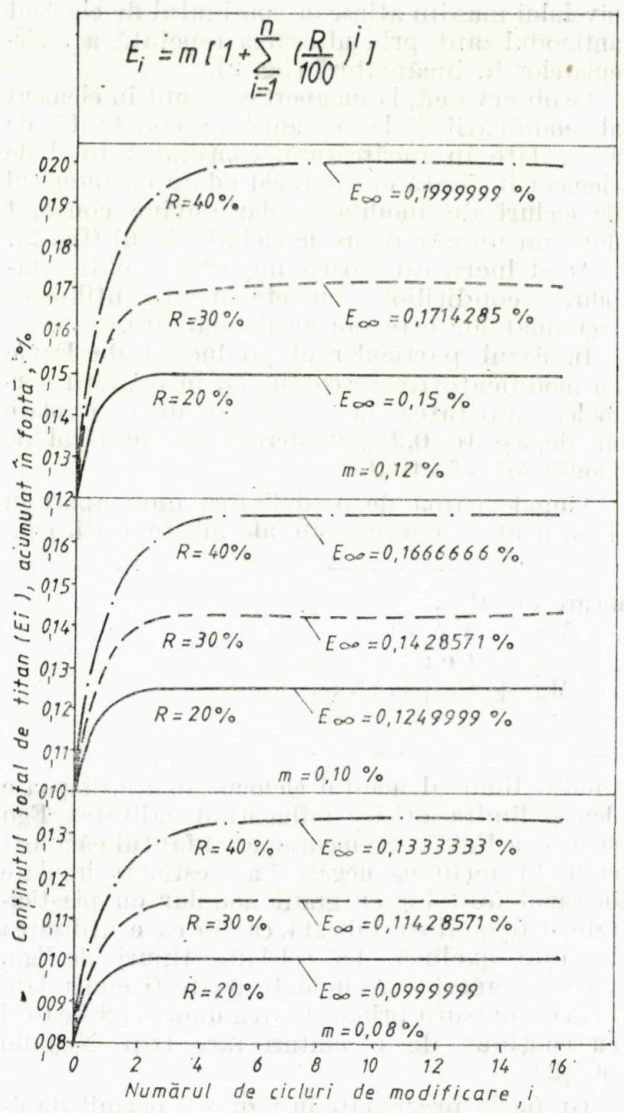


Fig. 2. Influența numărului de cicluri de modificare asupra conținutului de elemente antinodulizante (Ei) acumulat în fontă; E_∞ conținutul maxim al elementului acumulat în fontă

fost concepute două soluții originale pentru obținerea Fgv/c :

— elaborarea unui modificator care să nu conțină elemente antinodulizante — Brevet R.S.R. nr. 91203;

— utilizarea sulfului pentru reglarea gradului de compactitate a grafitului.

Utilizarea modificatorilor fără elemente antinodulizante

Conform Brevetului R.S.R. 91203 modificatorul tip MVC este recomandat pentru producerea Fgv/c în cadrul turnătoriilor de Fgn fără pericolul de a afecta calitatea Fgn prin intermediul recirculatelor. Modificatorul a fost testat în condiții de laborator și în condiții industriale.

Tabelul

Compoziția chimică a modificatorului tip MVC, %

Mg	Ca	Ba	C
3—5	1—3	0,2—2,5	0,2—2,5

Si	Ce	Ti	Al
40—60	0,2—1,3	0,1—0,5	0,1—1,5

Au fost turnate capace-punte spate pentru autocamioane la I. A. Brașov și corpuri pompă, bare pentru bucșe la FUPSICh Focșani. Grosimea de perete a pieselor turnate a variat între limitele 5 și 70 mm iar consumul de modificator între limitele 1,0 și 1,5%, în funcție de conținutul inițial de sulf al fontei modificate și grosimea de perete a pieselor turnate. S-au obținut grade de modificare între 50 și 100% Gv cu structură ferito-perlitică a masei metalice (fig. 3).

Încercările mecanice efectuate pe probe turnate sau prelevate din piese au relevat rezistențe la tracțiune R_m între 320 și 490 N/mm² și alungiri A_5 între 1,5 și 5%. În condițiile creșterii proporției de grafit nodular, în domeniul Fgv/c convenționale [3] (GN = 20—50%), rezistența la tracțiune a ajuns la R_m = = 550 N/mm².

Pentru obținerea unei reproductibilități satisfăcătoare, în condițiile absenței elementelor antinodulizante în prealiaj, s-au impus următoarele limite ale procedeului, determinate pe baza experimentărilor :

— limitarea conținutului de sulf în fonta destinată modificării la maximum 0,04% (de preferat sub 0,03%);

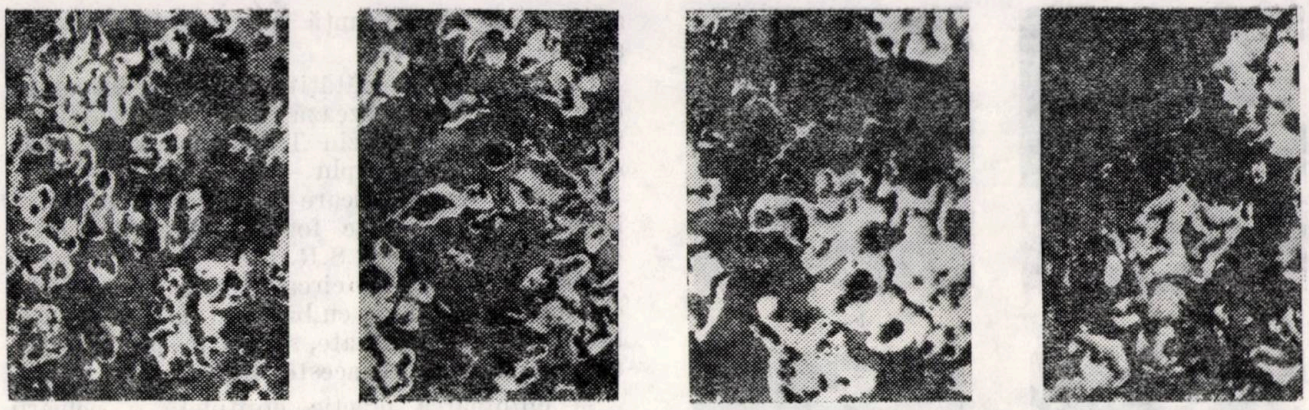
— limitarea conținutului de Mg în prealiaj la maximum 6%;

— prezența în compoziția modificatorului a elementelor din grupa pămînturilor rare între limitele 0,2 și 0,5%;

— creșterea capacității de germinare a grafitului în fontă prin prezența carbonului și bariului precum și a unor cantități mici de Ti și Al în compoziția prealiajului (fonta elaborată în cuptorul cu inducție are o capacitate mai redusă de germinare ca urmare a supraîncălzirii avansate).

Utilizarea sulfului pentru reglarea gradului de compactitate a grafitului

După cum s-a arătat anterior (fig. 1), elementele antinodulizante lărgesc domeniul de stabilitate a grafitului vermicular și deci gradul de reproductibilitate în producția Fgv/c. Dintre



a *b* *c* *d*

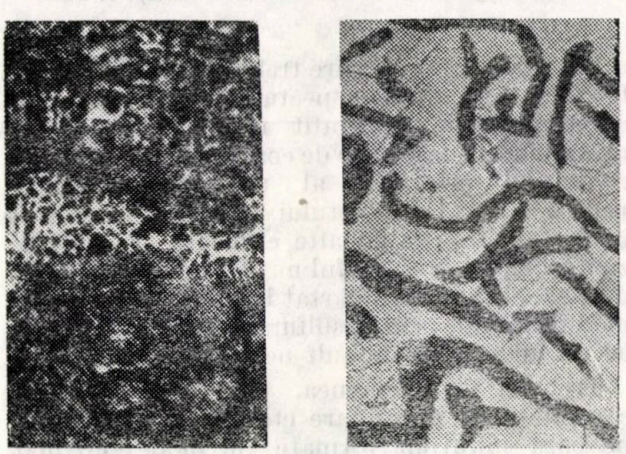
Fig. 3. Structura fontelor modificate cu MVC : *a*) — g = 5 mm ; *b*) — g = 10 mm ; *c*) — g = 15 mm ; *d*) — g = 20 mm ; atac Nital, × 100

acestea ,Ti și Al (elemente slab antinodulizante) sînt cel mai mult utilizate în compoziția modificatorilor pentru Fgv/c. Acumularea lor în fontă prin recirculate și posibilitatea afectării producției de Fgn și chiar Fgv/c constituie însă un principal impediment în utilizarea tehnologiilor de modificare cu prealiaje din această categorie și deci o frînă în extinderea producției de Fgv/c.

Cercetările efectuate, în direcția soluționării acestei probleme, au reținut atenția asupra posibilității folosirii sulfului ca element antinodulizant pentru reglarea compactității grafitului, atît în condițiile utilizării modificatorilor fără elemente antinodulizante remanente (Ti, Al, Sb) cît și a unor modificatori cu conținuturi mult mai mici ale acestor elemente față de modificatorii actuali.

Se cunoaște în acest sens acțiunea puternic antinodulizantă a sulfului. La conținuturi cuprinse între 6.10^{-5} și 4.10^{-6}—1.10^{-3}% S în fonte, grafitul crește la forma nodulară iar peste aceste valori, la cea lamelară [4].

Se cunoaște activitatea sulfului la interfața grafit — fontă lichidă. Adsorbția preferențială a atomilor de S pe planul prismei (0001) duce la micșorarea energiei de interfață între fontă și grafit și în acest fel la schimbarea condițiilor de creștere a grafitului. Astfel, dacă la o fontă tratată cu Mg, energia de interfață între fontă și grafit la limita planului prismei (0001) este de 1720,7 erg/cm^2, la o fontă tratată cu sulf aceasta este de 845,5 erg/cm^2 [5], ceea ce dovedește acțiunea puternic tensioactivă a sulfului. Experimentările proprii au arătat că în cazul introducerii sulfului într-o probă turnată din fontă modificată, aflată în curs de solidificare, se schimbă radical modul de creștere a grafitului la limita frontului de solidificare obținîndu-se forme de grafit hibride. Acestea sînt separări de grafit care s-au dezvoltat o perioadă de timp în condițiile unui anumit potențial de modificare a fontei, avînd o formă compactă, după care, sub acțiunea sulfului care a difuzat la frontul de solidificare dezactivînd atomii elementelor nodulizante, a continuat să crească în direcția axei *a*, deci la formă lamelară (fig. 4). Din figura 4 se observă că trecerea de la o structură modificată (Gn + Gv) la o structură de Fgv are loc prin intermediul unei benzi de tranziție în care structura constă din Gv (peste 90%).



a *b*

Fig. 4. Influența S asupra creșterii grafitului în fonte : *a* — aspectul frontului de solidificare în momentul introducerii sulfului (×10) ; *b* — creșterea grafitului la limita frontului de solidificare sub acțiunea sulfului (× 400)

Această observație a stat la baza experimentărilor de utilizare a sulfului pentru reglarea compactității grafitului.

Într-adevăr, prin introducerea unor cantități controlate de sulf în fontele modificate, cu un potențial de modificare cunoscut, s-a obținut trecerea de la o structură în care predomină grafitul nodular la o structură cu pînă la 100% grafit vermicular (fig. 5).

Introducerea sulfului s-a realizat fie independent de operația de postmodificare, fie în cadrul acestei operații, elaborîndu-se modificatori grafitizanți cu conținut de sulf.

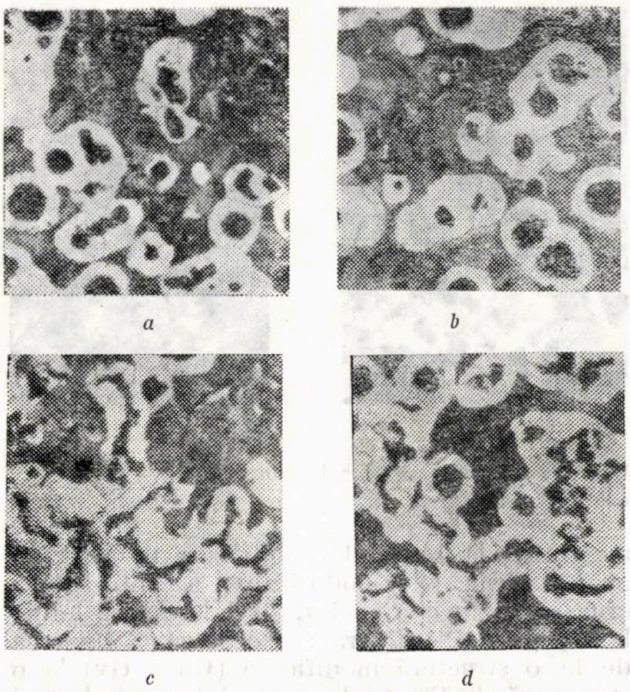


Fig. 5. Influența sulfului asupra proporției de grafit vermicular : *a*, *b* — fonte inițiale ; *c*, *d* — fonte după tratarea cu sulf (probe ∅ 30 mm turnate în amestec clasic) ; × 100

Cantitatea de sulf care trebuie adăugată poate fi stabilită și după aspectul rupturii probelor, după proporția de grafit nodular din structură, stabilindu-se o serie de corelații în acest sens. Avantajul principal al utilizării sulfului pentru controlul efectului modificator constă în faptul că față de alte elemente antinodulizante (Ti, Al, Sb) sulful nu afectează producția de Fgn, el fiind îndepărtat la prima operație de modificare sau prin desulfurare cu atît mai mult cu cît adaosurile de sulf necesare sînt scăzute.

Trebuie, de asemenea, semnalată creșterea capacității de germinare eterogenă a grafitului pe baza sulfurilor formate în mod controlat după modificare, ceea ce duce la scăderea tendinței de albire a fontei.

În acest fel, acțiunea sulfului poate deveni eficientă mai ales în cazul pieselor cu pereți subțiri unde este greu de stăpînit atît gradul de compactitate al grafitului cît și tendința de albire a fontei.

Noi tehnologii de modificare a fontelor

Dintre numeroasele tehnologii de modificare utilizate în prezent, o foarte largă răspîndire a căpătat-o tehnologia bazată pe procedeul Sandwich datorită simplității ei și eficacității satisfăcătoare a modificării (asigură un randament al asimilării Mg cuprins între 30 și 60%). Cu toate acestea procedeul prezintă o serie de dezavantaje cum sînt : gradul de poluare ridicat în timpul modificării, gradul redus de securitate a muncii, inconstanță a randamentului de asimilare a Mg etc.

O variantă îmbunătățită a acestei tehnologii este cea care utilizează oale de modificare închise : oala cu bazin Tundish-Cover și oala sifon, cu capac simplu — Tea-Pot.
Procedeul de modificare Tundish-Cover a fost introdus cu rezultate foarte bune într-o serie de turnătorii din R.S.R. [6].

Din experiența de circa trei ani a utilizării oalelor de modificare cu bazin și pe baza analizei literaturii de specialitate, se pot desprinde următoarele avantaje ale acestei tehnologii :

— eliminarea practic completă a poluării (efect piroforic, praf, împroșcări de fontă etc.) ceea ce asigură condiții bune de muncă și elimină necesitatea unor instalații antipoluante costisitoare și consumatoare de energie ;

— reducerea consumului de modificator cu aproximativ 30% datorită creării unei ușoare suprapresiuni în timpul modificării și a limitării conținutului de oxigen în spațiul de deasupra băii metalice, randamentul de asimilare a Mg în fontă ajungînd la 70 —80% ;

— pierderile de căldură la modificare sînt mai scăzute, fonta lichidă necesitînd temperaturi mai mici de supraîncălzire (cu 10 — 50°C), și economie de energie la elaborare (peste 40 kWh/t) ;

— mărirea reproductibilității procesului de modificare și a stabilității efectului modificator ;

— creșterea gradului de puritate a fontei (se micșorează proporția de „pete negre") datorită limitării oxidării Mg în timpul modificării.

Cu toate acestea, fiind un procedeu de tratare în oală, tehnologia prezintă inconvenientul unei discontinuități în fluxul tehnologic și necesitatea utilizării a cel puțin două oale pentru tratare — oala de modificare și oala de turnare, în care se efectuează și postmodificarea. Acest inconvenient este necesențial în cazul turnătoriilor cu producție individuală sau de serie mică dar devine foarte important în cazul turnătoriilor de serie mare.

Pentru rezolvarea acestei probleme, autorii au realizat și experimentat o instalație de modificare în flux continuu pentru cantități mici de fontă (50 — 75 kg) urmînd să fie realizată o instalație asemănătoare pentru cantități de 1,5 t fontă lichidă. Instalația prezintă două compartimente de lucru : compartimentul principal în care se realizează modificarea și cel secundar în care are loc postmodificarea. Pentru modificare, instalația se montează în fața cup-

torului putînd avea o poziție fixă sau temporară sau chiar pe forma de turnare.

Fonta lichidă, primită de la cuptor prin intermediul unui bazin care constituie și capacul compartimentelor de lucru, trece prin instalație unde au loc modificarea și postmodificarea fiind acumulată apoi în oala de turnare sau chiar în forma de turnare în cazul pieselor de dimensiuni mari. În acest din urmă caz se elimină complet timpul de staționare a fontei în oală după modificare deci și posibilitatea diminuării sau pierderii efectului modificator.

Fiind un sistem de modificare închis, procedeul propus prezintă avantajele oalei cu bazin Tundish-Cover dar elimină inconvenientele unei discontinuități în fluxul de fabricație și de staționare a fontei lichide în oală după modificare.

Pentru modificarea unor fonte cu conținut ridicat de sulf, autorii au propus o instalație de desulfurare continuă care poate fi montată în fața agregatului de elaborare. Ca agent de desulfurare este utilizat un amestec pe bază de Na_2CO_3, CaO, CaF_2 și alte elemente ajutătoare care asigură o asimilare bună în condițiile unei durate scurte de contact cu fonta lichidă. Se elimină, în acest fel utilizarea CaC_2 deficitară. În prezent, este în curs de experimentare, o instalație combinată pentru desulfurare — modificare continuă realizată pe baza proiectelor puse la dispoziție de colectivul Catedrei de turnătorie-agregate, I.P.B., cu contribuția specialiștilor din întreprindere.

Se are în vedere, în acest caz, realizarea operațiilor de desulfurare și modificare printr-o singură trecere a fontei lichide prin instalația montată între cuptor și oala de turnare, eliminîndu-se o serie de operații suplimentare legate de manevrarea oalelor intermediare și scurtîndu-se timpul de la evacuarea șarjei la turnare.

În toate cele trei variante de tratare continuă propuse, agentul de tratare (amestecul desulfurant, prealiajul modificator, prealiajul grafitizant) se introduce în instalație prin orificiile de turnare ale bazinului superior fără a demonta instalația, operațiile de tratare putînd fi reluate într-un timp foarte scurt după tratarea anterioară.

Concluzii

Comparînd posibilitățile de obținere a Fgv/c pe baza stabilității rezultatelor obținute în practică reiese rolul important al elementelor antinodulizante în lărgirea domeniului de stabilitate al grafitului vermicular ceea ce justifică una din direcțiile principale ale obținerii Fgv/c — tratarea concomitentă a fontei cu elemente nodulizante și antinodulizante. Efectul favorabil al utilizării elementelor antinodulizante se accentuează în cazul în care alături de Mg este utilizat și Ce ca element modificator.

Utilizarea elementelor antinodulizante (Ti și Al) în producția de Fgv/c prezintă însă, în prezent, unul din inconvenientele principale ale tehnologiilor de obținere a acestor fonte, reclamate de producătorii de Fgn, datorită pericolului de impurificare a materialelor de șarjare prin recirculate.

Relația matematică stabilită în această lucrare pentru determinarea cantității de elemente antinodulizante acumulate prin recirculate prezintă o imagine clară asupra vitezei de acumulare și a nivelului atins de elementele antinodulizante în compoziția fontei. Aceasta poate constitui un instrument important pentru stabilirea condițiilor în care utilizarea recirculatelor de Fgv/c este sau nu dăunătoare. Acțiunea acestor recirculate depinde în mare măsură de tipul Fgn și de modificatorul utilizat.

Pentru eliminarea obstacolelor create de elementele antinodulizante clasice (Ti, Al, Sb, etc.) în asimilarea și extinderea producției de Fgv/c, sînt propuse două soluții originale care se încadrează, de fapt, în cele două direcții principale de obținere a Fgv/c: modificator fără elemente antinodulizante — Brevet R.S.R. nr. 91203 (tip MODIVER MVC) și utilizarea sulfului ca element antinodulizant pentru reglarea gradului de compactitate a grafitului.

Înlocuirea elementelor antinodulizante clasice (Ti, Al, Sb etc.) cu sulf prezintă avantajul eliminării pericolului de a afecta producția de Fgn datorită posibilității de a îndepărta sulful prin desulfurare sau modificare precum și al creșterii capacității de germinare eterogenă a grafitului pe seama sulfurilor formate în mod controlat, ceea ce duce la scăderea tendinței de albire a fontei și, deci, la posibilitatea obținerii pieselor cu pereți subțiri fără cementită liberă

Cantitatea de sulf adăugată poate fi stabilită și după aspectul rupturii probelor, în funcție de proporția de grafit nodular din structură.

Pentru îmbunătățirea condițiilor de modificare și obținere a unei reproductibilități ridicate a rezultatelor au fost propuse noi tehnologii perfecționate de modificare și desulfurare. S-a extins la mai multe turnătorii din R.S.R procedeul de modificare Tundish-Cover și se află în curs de experimentare, la scară industrială, sisteme noi de modificare și desulfurare continuă a fontelor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chișamera, M. și Gheorghe, I. *Cercetări privind diferite posibilități de obținere a fontelor cu grafit vermicular.* În: Metalurgia, R.S.R. 35, 1983, nr. 4, p. 185, 189.

[2] Ripoșan, I., Sofroni, L., Dinescu, L., Chișamera, M. ș.a. — *Achievements in the Production of Modifying Alloys and Vermicular/Compacted Graphite Cast Iron in Romania.* 53-rd World Foundry Congress, Prague, 1986.

[3] Ripoşan, I., Chişamera, M., Boghici, M. ş.a. *Influenţa nodularităţii grafitului asupra caracteristicilor fontelor modificate.* În: Metalurgia, R.S.R., 38, 1936, nr. 5, p. 233–238.

[4] Sidorenko, R. A. ş. a. — *Vlianie nacialnîh conţentraţii serî na formu grafita v splavah Co-C şi Ni-C.* Izvestia vîsşih ucebnîh zavedenii. În: Ciornaia Metalurghia, U.R.S.S. 4, 1985, p. 89.

[5] McSwain, R. N. şi Bates, C.E. — *Surface and Interfacial Energy Relationships Controlling Graphite Formation in Cast Iron.* Al 2-lea simpozion internaţional de metalurgia fontei, Geneva, mai, 1974.

[6] Ripoşan, I., Chişamera, M. ş.a.— *Oala de modificare acoperită, cu bazin — o soluţie eficientă şi nepoluantă pentru obţinerea fontelor cu grafit nodular şi vermicular.* În: Metalurgia, R.S.R. 37, nr. 7. 1985, p.

(urmare din pag. 87)

Lucrarea [5] subliniază importanţa tratamentelor termice preliminare, efectele deosebite ale conducerii cu calculator a proceselor de tratament termic precum şi eficienţa modelului ionic de cementare realizat în catedră.

Perspectivele elaborării oţelului sînt prezentate în lucrările [6], [7], care abordează aceste probleme în strînsă corelaţie cu realizările actuale şi viitoare pe plan mondial. Evidenţiind o serie de rezultate deosebite obţinute în ceea ce priveşte limitarea conţinutului unor elemente (max. 5 ppm P, S, 10 – 20 ppm O_2 20 – 30 ppm C), se insistă asupra perspectivei tratării oţelului în afara agregatului de elaborare, susţinută cu o serie de avantaje. În acest sens, este prezentată o nouă tehnologie bazată pe combinarea a două agregate care asigură topirea economică a şpanului (inclusiv aliat), obţinerea fontelor de înaltă puritate, mărirea ponderii fierului vechi, creşterea însemnată a productivităţii cuptorului de topire etc. Se menţionează faptul că există ţări (Japonia) în care utilizarea convertizorului în oţelării are o pondere de 91%. Analizînd diferitele procedee de elaborare în convertizor, sînt evidenţiate avantajele procedeului în curs de asimilare în R.S.R, bazat pe utilizarea lăncilor cu dublu circuit de oxigen, care a dus la scăderea ponderii fontei de furnal cu 60 kg/t oţel.

În domeniul metalurgiei neferoase au fost abordate probleme referitoare la valorificarea superioară a materiilor prime [8] şi la îmbunătăţirea calităţii unor aliaje neferoase [9], [10]. Pornind de la ideea că în viitor vor fi valorificate zăcăminte tot mai sărace în elemente utile, lucrarea [8] pledează pentru găsirea de noi tehnologii care să dăuneze mai puţin mediului natural. Se demonstrează posibilitatea reducerii consumului de energie în operaţiile de preparare a minereurilor precum şi utilitatea abordării unor tehnologii ca clorurarea şi biohidrometalurgia, ultima avînd perspective cu totul deosebite. În cazul unor aliaje de aluminiu destinate industriei aeronautice, se obţin condiţii de calitate deosebite printr-o elaborare în parametrii riguros urmăriţi, prin tehnici de filtrare perfecţionate şi prin aplicarea unor tratamente termice care asigură o tendinţă de segregare minimă [9]. La aceeaşi categorie de aliaje neferoase, modificarea cu peste 0,4 % Zr asigură o finisare deosebită a structurii, sistemul Al–Zr–H fiind caracterizat prin parametrii de rezistenţă la cote înalte. Studiul structurii prin tehnici speciale a permis stabilirea unor particularităţi ale masei metalice de bază şi a fazelor dispersate [10].

Realizări şi perspective în domeniul fabricării sculelor din carburi dure şi diamante sintetice constituie tematica lucrării [11], evidenţiindu-se o bună comportare a acestora în condiţii de presiuni mari şi temperaturi ridicate (1000 ... 2000°C).

Tehnologiile actuale şi de perspectivă în producţia de piese turnate au fost abordate în lucrările [12], [13], [14]. Deoarece turnătoriile sînt mari consumatoare de energie iar randamentul utilizării energiei este încă scăzut (25 — 30 %), lucrarea [12] susţine necesitatea adoptării unor tehnologii care să schimbe radical condiţiile de fabricare a pieselor turnate. În domeniul elaborării fontelor, sînt evidenţiate o serie de realizări, cum ar fi: cubiloul fără cocs; cubilourile cu plasmă; utilizarea recuperatoarelor de căldură cu bile ceramice. La confecţionarea formelor, reţin atenţia formele îngheţate cu azot lichid, impregnarea şi utilizarea modelelor din polistiren (fără miezuiri).

În domeniul producerii fontelor de înaltă calitate, modificarea are şi în viitor un rol deosebit de important [13]. Valorificarea optimă atît a compactizării grafitului cît şi a potenţialului masei metalice duce la realizarea unor performanţe deosebite: alungiri de peste 20 % ,rezistenţe pînă la 1600 N/mm², comportări deosebite la uzare etc. Au fost prezentate mai multe tehnologii originale de producere a fontelor modificate, care permit un control mai riguros al nodularităţii grafitului, grade mai mari de asimilare a elementelor modificatoare, reducerea consumului de materiale şi energie etc.

Referitor la tehnologiile de turnare [14] ,se prevăd largi perspective aplicării tehnologiilor bazate pe mărirea vitezei de răcire prin utilizarea răcitorilor tubulari, introducerii în formă a unor materiale endoterme (carbonaţi), a unor materiale cu mare capacitate de acumulare a căldurii etc.

Aplicarea oscilaţiilor de joasă frecvenţă aliajelor în cursul solidificării constituie o soluţie pentru îmbunătăţirea calităţii pieselor turnate.

Dr. ing. *I. Ripoşan* — Institutul politehnic Bucureşti

* Majoritatea lucrărilor prezentate la Sesiunea ştiinţifică a Academiei R.S.R., cu tema: „Metalurgia viitorului", sînt publicate în acest număr al revistei Metalurgia.

Bazele teoretice ale procesului de rectificare

Dr. ing. I. Negrea
I.I. Carbochim Cluj-Napoca
și ing. Cristina Roșca
I.M.M.R. „16 Februarie"
Cluj-Napoca

CZ : 621.923

Modelul cinematic al procesului de rectificare

În general, la sculele aşchietoare, elementele de tăiere sînt dispuse pe suprafaţă, iar numărul lor este întotdeauna constant (nu depinde de condiţiile de lucru). Astfel, caracteristicile sculelor aşchietoare (cuţite de strung, de morteză, de raboteză, freze, burghie, alezoare, tarozi etc.) pot fi reglementate prin standarde [1]—[7].

Elementele de tăiere (granulele abrazive) sînt dispuse în întreg corpul abraziv, nu numai pe suprafaţa sculei, iar numărul de muchii tăietoare în acţiune depinde atît de caracteristicile corpului abraziv cît şi de condiţiile de lucru şi de parametrii regimului de aşchiere. Ca atare, numărul şi parametrii geometrici ai elementelor tăietoare, fiind factori variabili, nu pot fi standardizaţi în cazul corpurilor abrazive.

Datorită acestui fapt, corpul abraziv este singura sculă aşchietoare la care se pot standardiza numai parametrii structurii sale interne : dimensiunea granulelor (granulaţia), precum şi cantitatea de granule abrazive şi de liant (duritatea şi structura) [8], [9]. Din punctul de vedere al producătorului de corpuri abrazive este suficientă reglementarea prin standarde a acestor caracteristici. Dar din punctul de vedere al utilizatorului, caracterizarea corpului abraziv numai prin parametrii structurii sale interne nu dă nici o indicaţie despre comportarea acestuia ca sculă aşchietoare în timpul procesului de rectificare.

Pentru caracterizarea corpului abraziv ca sculă aşchietoare este necesară determinarea numărului de muchii tăietoare care acţionează concomitent, în raport cu mişcarea de deplasare a piesei şi determinarea grosimii aşchiei formate în condiţii cinematice sub acţiunea acestor muchii tăietoare. Dar, aceasta este posibilă numai cu ajutorul unui model cinematic, bazat pe vectorii vitezelor de lucru.

Pentru elaborarea unui model cinematic s-a pornit de la anumite premise care reies atît din cinematica maşinilor de rectificare universale cît şi din unele particularităţi specifice ale procesului tehnologic de fabricare a corpurilor abrazive.

Modelul cinematic poate fi reprezentat în plan (în planul perpendicular pe suprafaţa periferică, cilindrică a corpului abraziv) deoarece maşinile de rectificare universale permit ca mişcarea de rotaţie a corpului abraziv şi mişcarea de avans a piesei să coincidă în acelaşi plan. Deci, vectorii vitezei corpului abraziv şi ai vitezei piesei găsindu-se în acelaşi plan, şi modelul cinematic al rectificării poate fi reprezentat în plan.

Rugozitatea iniţială a suprafeţei piesei de rectificat este foarte mică în comparaţie cu adîncimea de tăiere şi, ca atare, poate fi neglijată. De altfel, această condiţie — rugozitatea iniţială neglijabilă faţă de adîncimea de tăiere — este respectată la majoritatea operaţiilor de rectificare (degroşare). În modelul cinematic elaborat, adîncimea de tăiere s-a luat în considerare de la suprafaţa piesei (generată de o linie dreaptă la rectificarea plană şi de un cerc la rectificarea cilindrică exterioară şi interioară).

Granulele abrazive pot fi considerate ca fiind punctiforme. Pentru formarea aşchiei nu prezintă importanţă forma şi dimensiunile granulei abrazive, ci numai muchiile tăietoare ale acesteia. Deci, într-un model cinematic, granulele abrazive pot fi reprezentate punctiform.

Granulele abrazive care efectuează tăierea sînt dispuse la periferia corpului abraziv, la diferite distanţe între ele şi la înălţimi diferite faţă de centrul corpului abraziv datorită distribuţiei întîmplătoare a acestora în decursul procesului de fabricare a corpurilor abrazive (fasonarea în matriţă).

Distanţa dintre granulele abrazive la periferia corpului abraziv şi înălţimea de distribuţie a lor pe normală, la periferie H, constituie mărimi aleatorii, dar în modelul cinematic elaborat se pot lua în considerare pentru δ şi H valorile medii probabile din punct de vedere matematic.

Formarea aşchiei constituie rezultatul interacţiunii muchiei tăietoare a cel puţin două granule abrazive vecine.

Din această ultimă premisă reiese concluzia că modelul cinematic poate fi dedus din analiza traiectoriilor concentrice a două granule abrazive vecine.

Dar granulele abrazive acţionează în raport cu mişcarea descrisă pe piesa de prelucrat care variază la diferitele tipuri de rectificare. Pentru ca modelul cinematic elaborat să fie valabil tuturor tipurilor de rectificare (plană, cilindrică exterioară şi cilindrică interioară) se poate introduce noţiunea de rază echivalentă :

$$Re = \frac{R}{\left(1 \pm \frac{R}{r_p}\right)} \qquad (1)$$

unde : r_p este raza piesei de prelucrat, iar R — raza corpului abraziv cilindric plan [10].

Semnul = corespunde rectificării cilindrice exterioare, iar semnul + celei interioare; la rectificarea plană $r_p = \infty$, iar $Re = R$.

Pentru determinarea ecuațiilor mișcării granulelor abrazive, trebuie să se deducă pe baza mecanicii teoretice [11] ecuația coordonatelor unui punct situat la distanța R de centrul instantaneu de rotire și în deplasare după o curbă cicloidală.

Deoarece îndepărtarea așchiei constituie rezultatul interacțiunii a două granule vecine, trebuie să se analizeze traiectoriile concentrice a două granule abrazive după stabilirea dispunerii acestora spre periferia corpului abraziv.

Pentru aceasta se admite că punctele A și B sînt vîrfurile a două granule abrazive vecine care se află între ele la distanța δ spre periferia corpului abraziv și la distanța H pe raza R a corpului abraziv (fig. 1).

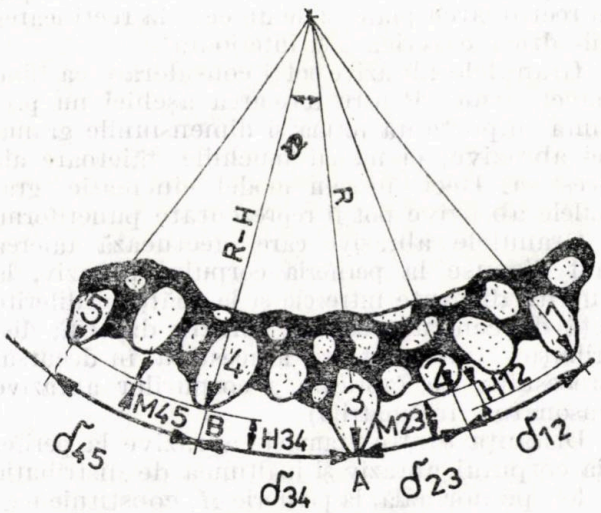


Fig. 1. Dispunerea granulelor abrazive pe periferia corpului abraziv

Ecuațiile traiectoriei pe care o descrie punctul A vor avea forma [11]:

$$Z_A = r_0 \varphi_A + R \sin \varphi \qquad (2)$$

$$Y_A = r_0 + R \cos \varphi_A$$

unde : $r_0 = v_p/\omega$;

v_p — viteza piesei;
ω — viteza unghiulară a corpului abraziv;
A — unghiul variabil de contact dintre granula abrazivă și piesa de rectificat.

În general, valoarea unghiului φ_A este cuprinsă între limitele : $0 < \varphi_A < \varphi$ max. , iar φ max. $= \sqrt{2t/R}$

unde : t este avansul de pătrundere (adîncimea de tăiere).

Ecuațiile traiectoriei punctului B sînt :

$$Z_B = r_0 \varphi_B + R \sin \varphi_B$$

$$Y_B = r_0 + R \cos \varphi_B \qquad (2')$$

Dacă se ține seamă de distanța unghiulară dintre punctele A și B (care este $0 = \delta/R$) atunci ecuațiile traiectoriei punctului B vor avea forma :

$$Z_B = r_0 (\varphi_A \pm 0) + (R \pm H) \sin \varphi_B \qquad (3)$$

$$Y_B = r_0 + (R \pm H) \cos \varphi_B$$

Îndepărtarea așchiei are loc sub acțiunea de tăiere a două granule în urma compunerii celor două mișcări descrise de corpul abraziv, și anume : a mișcării de rotire cu viteza unghiulară ω și a mișcării de avans (deplasarea centrului corpului abraziv cu viteza v_p), respectiv avansul de pătrundere.

În urma compunerii acestor mișcări, traiectoriile celor două granule se întretaie în masa metalului.

Domeniul cuprins între punctele de întretăiere ale celor două traiectorii delimitează așchia cinematic posibilă.

Mărimea acestui domeniu este determinată de geometria zonei de contact dintre granula abrazivă și piesa de rectificat precum și de valoarea adîncimii de tăiere.

Dispunerea reciprocă a granulelor este determinată de distanța lor de la centrul corpului abraziv care variază între $R + H$ și $R - H$ (fig. 2).

La stabilirea domeniului de variație a unghiului de contact φ, se consideră următoarea condiție limită : granula cea mai proeminentă de pe corpul abraziv nu poate să pătrundă în masa metalului mai mult decît adîncimea de tăiere.

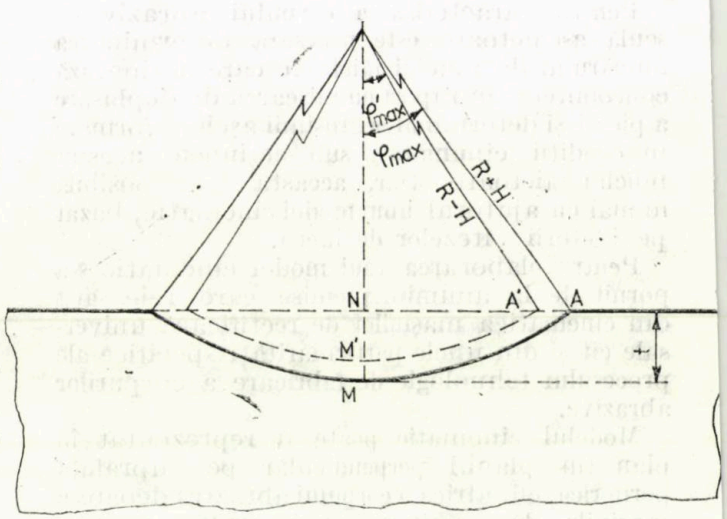


Fig. 2. Domeniile de variație a unghiului de contact (în cazurile limită)

Ţinînd seamă de acest fapt se obţin limitele între care variază unghiul de contact :

— pentru cea mai proeminentă granulă :

$$\sqrt{\frac{2t}{R+H}} < \sin \varphi < \sqrt{\frac{2t}{R+H}}$$

— pentru cea mai puţin proeminentă granulă :

$$\sqrt{\frac{2t(1-2H/t)}{R-H}} < \sin \varphi < \sqrt{\frac{2t(1-2H/t)}{R-H}}$$

Teoretic, H depinde doar de mărimea granulei, iar practic şi de condiţiile de îndreptare cu diamant a corpului abraziv.

Transcriind ecuaţiile (2) şi (3) sub forma adimensională şi ţinînd seamă de valorile foarte mici ale unghiului de contact φ, se obţin relaţiile :

$$\frac{Z_A}{R_A} = \frac{v_p}{v}\varphi_A + A_A \qquad (4)$$

$$\frac{Y_A}{R} = \frac{v_p}{v} + 1 \qquad (5)$$

$$\frac{Z_B}{R} = \frac{v_p}{v}\varphi_A + \varphi_B \pm \frac{v_p}{v}\frac{\delta}{R} \pm \frac{H}{R}\varphi_B \qquad (6)$$

$$\frac{Y_B}{R} = \frac{v_p}{v} + 1 \pm \frac{H}{R} \qquad (7)$$

Produsul $v_p \cdot \varphi = v_r$ din expresiile (4) şi (6) este proiecţia vitezei piesei pe normala la corpul abraziv şi constituie viteza de pătrundere în metalul care se rectifică (viteza de tăiere).

Deci, primul termen $\frac{v_p \cdot \varphi_A}{v}$ din relaţiile (4) şi (6) reprezintă raportul dintre viteza de tăiere şi viteza corpului abraziv. Unghiul format de aceste două viteze este notat cu Δ şi constituie o caracteristică a operaţiei de rectificare, împreună cu unghiul variabil de contact.

În ecuaţia (6) a traiectoriei punctului B apar doi termeni suplimentari, deoarece aceasta ocupă un loc diferit în spaţiu faţă de punctul A.

Primul termen suplimentar din ecuaţia (6) exprimă influenţa distanţei unghiulare dintre cele două puncte, reprezentînd diferenţa dintre unghiurile de contact φ_A şi φ_B. Produsul $(v_p/v) \cdot \delta$ constituie avansul specific pe o granulă şi se notează : $v_p/v \cdot \delta = p$.

Variaţia unghiului de contact, $\varphi_A - \varphi_B$, datorită dispunerii granulelor la înălţimi diferite, este determinată de diferenţa dintre avansurile specifice care acţionează pe granule, p_0 şi p_n.

Cel de-al doilea termen suplimentar din ecuaţia (6) exprimă influenţa dispunerii granulelor la înălţimi diferite.

În expresiile (5) şi (6) primul termen $\frac{v_p}{v}$ caracterizează unghiul dintre viteza corpului abraziv şi cea a piesei. Cînd $H = 0$ ecuaţiile coincid.

Derivata de ordinul I, în funcţie de timp, a expresiilor (2) şi (3) constituie viteza absolută.

În conformitate cu mecanica teoretică [11], la compunerea a două mişcări, vectorul vitezei absolute $\bar{v}_a$ constituie suma vectorială a vitezei centrului instantaneu, $\bar{v}_p$, şi a vitezei mişcării unui punct în raport cu acest centru $\bar{v} = \bar{\omega} \times \bar{R}$. Viteza absolută poate fi exprimată ca : $\bar{v}_a = \bar{v} + \bar{v}_p$ şi este îndreptată în direcţia tangentei la traiectoria mişcării. În acea porţiune a traiectoriei în care are loc îndepărtarea aşchiei şi în care valoarea unghiului de contact φ este mică, valoarea vitezei absolute va fi : $v_a = v\sqrt{1+q^2+2q\cos\varphi}$

unde :

q este $\frac{v_p}{v}$, iar v — viteza periferică a corpului abraziv.

Pentru elaborarea unui model cinematic s-a descompus vectorul vitezei absolute după tangenta şi normala la corpul abraziv precum şi tangenta şi normala la granula abrazivă (fig. 3).

Proiecţiile corespunzătoare ale vitezei absolute pe tangenta şi normala la corpul abraziv sînt :

$$v_{at} = v \pm v_p \cdot \cos\varphi \simeq v \pm v_p \qquad (8)$$

$$v_{at} = v_p \sin\varphi \simeq v_p \cdot \varphi = v_r$$

iar proiecţiile corespunzătoare ale vitezei absolute pe tangenta şi normala la granulă sînt :

$$v_{atg} = (v \pm v_p \cos\varphi)\sin\gamma \pm v_p \sin\varphi\cos\gamma \simeq$$

$$\simeq (v \pm v_p)\sin\gamma \pm v_r \cos\gamma$$

$$v_{ang} = \pm(v \pm v_p \cos\varphi)\cos\gamma \pm v_p \sin\varphi \sin\gamma \simeq$$

$$\simeq \pm(v + v_p)\cos\gamma \pm v_r \sin\gamma$$

unde : γ este unghiul dintre tangenta la suprafaţa de tăiere a granulei şi normala la corpul abraziv ; semnele + sau — sînt dependente de sensul lui $\bar{v}_p$.

Totalitatea proiecţiilor vitezei absolute pe tangente şi normale la corpul abraziv descriu procesul de formare a aşchiei.

Proiecţia vitezei absolute pe normala la corpul abraziv, v_r, determină viteza de formare a aşchiei, iar proiecţia vitezei absolute pe tangenta la corpul abraziv determină viteza de eva-

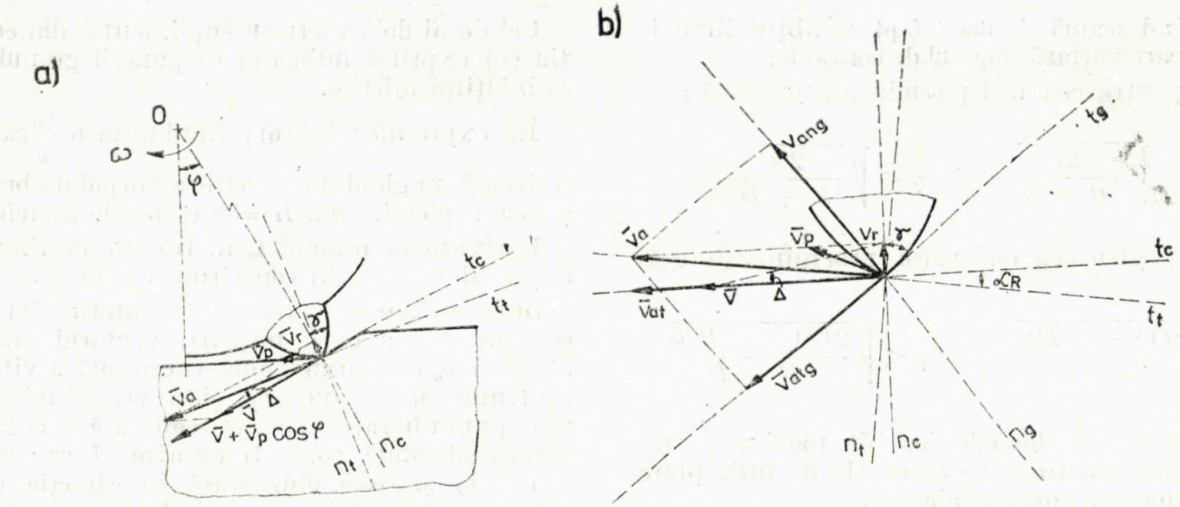


Fig. 3. *a* — reprezentarea vitezelor în zona de contact; *b* — descompunerea vitezei absolute după normala (n_c) și tangenta (t_c) la corpul abraziv, normala (n_g) și tangenta (t_g) la granula abrazivă, normala (n_t) și tangenta (t_t) la traiectoria granulei

cuare a aşchiei din zona de contact. Raportul dintre aceste proiecţii este determinat de unghiul Δ pe care îl formează.

În triunghiul vectorial la care catetele sînt formate de viteza corpului abraziv şi de viteza de pătrundere în masa metalului (viteza de tăiere), unghiul poate fi definit de $\operatorname{tg} \Delta = \frac{v_r}{v}$.

Din punctul de vedere al cinematicii procesului de rectificare, cel mai mare interes practic îl prezintă unghiul format dintre tangenta la corpul abraziv şi tangenta la traiectoria granulei, care este unghiul de pătrundere α_p.

$$\operatorname{tg} \alpha_p = v_p \cdot \varphi/(v + v_p) = v_r/(v + v_p) \qquad (9)$$

Unghiurile Δ şi α_p sînt legate între ele prin relaţia $\Delta = \left(1 + \frac{v_p}{v}\right) \alpha_p$. Deoarece $v_p \ll v$ se va obţine $\Delta \simeq \alpha_p$.

Forma şi particularităţile specifice ale granulelor abrazive influenţează, de asemenea, procesul de formare a aşchiei.

Pentru descrierea acestor particularităţi, granula abrazivă poate fi caracterizată prin unghiul γ care este unghiul dintre tangenta la suprafaţa de tăiere a granulei şi normala la corpul abraziv. Valoarea acestui unghi diferă în funcţie de natura granulei abrazive şi de mărimea ei.

În cazul granulelor de electrocorindon care pot fi asimilate cu o sferă, sînt valabile relaţiile :

$$\sin \gamma_{Al_2O_3} = 1 - m,$$

$$\cos \gamma_{Al_2O_3} = \sqrt{2m - m^2} \qquad (10)$$

unde : m este a_z/ρ;

a_z — grosimea aşchiei iar $\rho = 0{,}5\ d$;

d — dimensiunea granulei.

În cazul granulelor de carbură de siliciu, forma aciculară a granulei poate fi aproximată printr-un con. În acest caz, unghiul γ va avea valoarea :

$$\gamma_{SiC} = 2\gamma - \frac{\pi}{2}$$

În cazul general cînd $0 < m < 1$:

$$\sin \gamma_{SiC} = \sqrt{1 - 0{,}5\ m}$$

$$\cos \gamma_{SiC} = \sqrt{0{,}5\ m}$$

$$\operatorname{tg} \gamma_{SiC} = \sqrt{(2/m - 1)} - 1 \qquad (11)$$

Modelul cinematic elaborat permite următoarele concluzii : proiecţiile vitezei absolute pe tangente şi normale au sens fizic; proiecţia vitezei pe normala la corpul abraziv determină viteza de formare a aşchiei, iar proiecţia vitezei absolute pe tangenta la corpul abraziv determină viteza de evacuare a aşchiei din zona de contact. Aceste două proiecţii determinate vectorial de parametrii regimului de rectificare împreună cu unghiul γ, care este unghiul dintre muchia tăietoare şi normala la corpul abraziv, caracterizează comportarea în exploatare a corpului abraziv.

Astfel, modelul cinematic propus permite caracterizarea comportării corpului abraziv în timpul rectificării.

BIBLIOGRAFIE

[1] STAS 350/66
[2] STAS 6599/71
[3] STAS 578/76
[4] STAS 580/75
[5] STAS 573/76
[6] STAS 588/73
[7] STAS 1112/7/75
[8] STAS 1753/76
[9] STAS 10720/84
[10] STAS 601/1—84
[11] Iacob, C. *Mecanica teoretică*. Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1980, p. 772.

• ELABOREAZA STUDII SI PROIECTE PENTRU LAMINOARE DE PRODUSE PLATE, PROFILE, TEVI, TREFILATE SI CUPTOARE DE INCALZIRE SI TRATAMENT TERMIC. • ASIGURA ASISTENTA TEHNICA LA UZINARE, MONTAJ, PUNERE IN FUNCTIUNE SI ACORDA ENGINEERING IN STRAINATATE •

IPROLAM

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICA SI PROIECTARE PENTRU UZINE SI SECTII DE LAMINARE
str. Negustori 23–25, Bucuresti, Sector 2, Cod 79648
• Telefon 158739 •

INTREPRINDEREA PRODUCE :

CARBOCHIM CLUJ

- MATERIALE ABRAZIVE (de calitate superioară
  - -CARBURĂ DE SILICIU
  - -ELECTROCORINDON
- CORPURI ABRAZIVE (o gama variata de forme ş dimensiuni)
- ABRAZIVI PE SUPORT (o gamă mare de sortimente)

- MATERIALE ELECTROCĂRBUNOASE (de diferite sortotipuri)
  - -ELECTROZI SIDERURGICI
  - -ELECTROZI DE BATERII
  - -ELECTROZI DE CRĂIȚUIRE

CLUJ - NAPOCA

PIAȚA 1 MAI NR. 3
TEL.: 32047 TELEX: 31364

CARBOCHIM CLUJ

E3280

METALURGIA

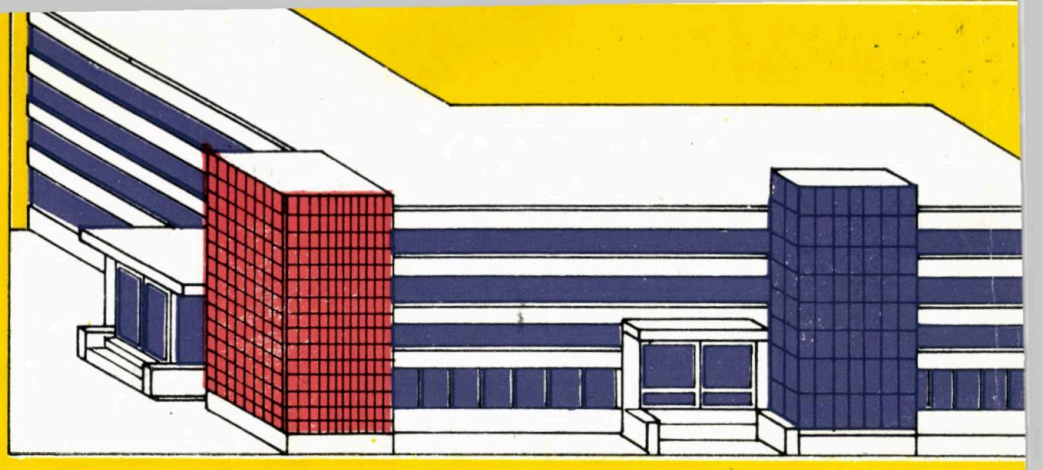
R

3

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XL • NR. 3 • MARTIE 1988

MIM

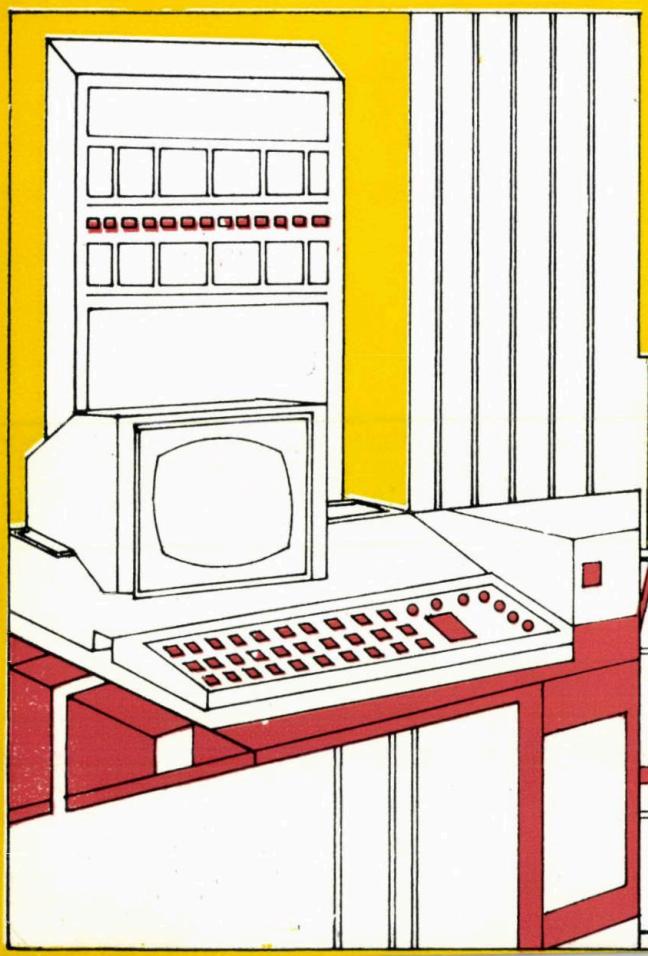
CIPM BUCUREȘTI

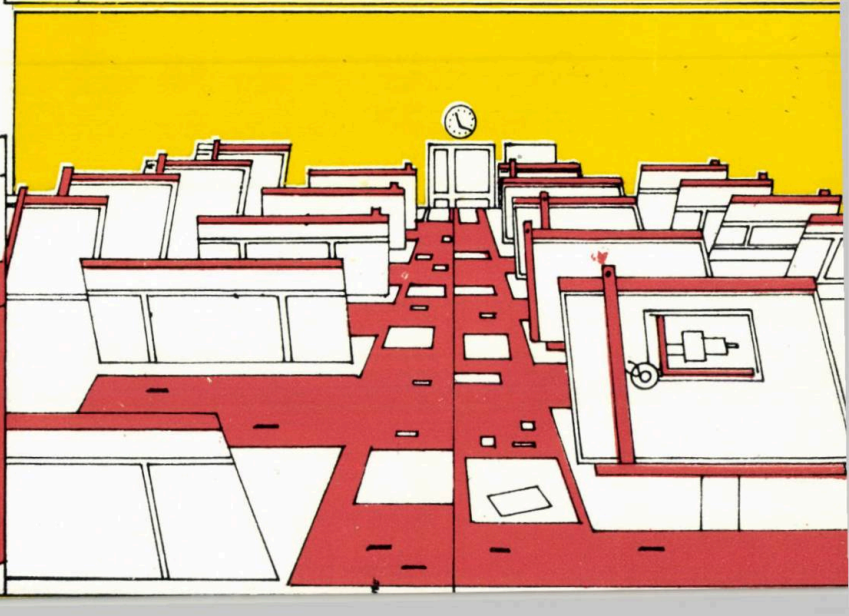


Centrul de cercetare-proiectare de fabricație pen instalații metalurgice Aiud

- CERCETĂRI APLICATIVE PENTRU TEHNOLOGII ȘI UTILAJE NOI
- TEHNOLOGII LA CALD ȘI LA RECE PENTRU UTILAJE METALURGICE
- PROIECTE DE UTILAJE ȘI INSTALAȚ PENTRU INDUSTRIA METALURGIC
- PROIECTE DE REPARAȚII CAPITAL PENTRU UTILAJE ȘI CONSTRUCȚII DIN DOTARE INCLUSIV CELE ÎN REGIM I.S.C.I.R.
- PROIECTE DE ACȚIONĂRI ELECTR ȘI HIDROPNEUMATICE
- STUDII DE ORGANIZARE A PRODUC ȚIEI ȘI A MUNCII SPECIFICE FABR CAȚIEI DE UTILAJE METALURGICE
- ALTE LUCRĂRI

STR. VULCAN 2-10
COD. 3325 AIUD-JUD. ALBA
TEL. 968/61793
TELEX : 36713





METALURGIA

Anul 40 Nr. 3 Martie 1988

CUPRINS

Forizs, Șt., Kovács, K., Bostan, Violeta și *Popescu, Gabriela* : **Considerații privind posibilitățile de creștere a proporției cărbunilor indigeni în șarja de cocsificare** 113

Collin, G. : **Gudronul de cocserie și valorificarea acestuia** 118

Rozolimo, Paulina și *Ancuț, R.* : **Plasma în producerea ferocromului** 127

Dijmărescu, A., Urseanu, A. și *Trușculescu, D.* : **Cinetica procesului de desulfurare a fontei** 131

Popescu, N., Aloman, A. și *Isac, Mihaiela* : **Considerații privind termodinamica și mecanismul îmbătrînirii deformaționale** 135

Geru, N. și *Coșmeleață, Georgeta* : **Influența microalierii cu bor sau cu bor și titan asupra structurii primare a oțelurilor cu circa 0,4% C și cu proporții mici de crom, nichel și molibden, destinate construcției de mașini** . 140

Magda, I. și *Beder, G.* : **Considerații privind placarea dură prin sudare a aparatelor de încărcare pentru furnale** 145

Cohn, E., Chivu, Vasilica și *Rădoi, I.* : **Contribuții privind dezbaterea miezurilor din nisip peliculizat din piese turnate din aluminiu** 148

Cocolaș, S., Bratu, C. și *Mărginean, I.* : **Îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate din oțel, prin utilizarea vopselelor termorezistente** 153

Negrea, I. și *Roșca, Cristina* : **Determinarea mărimii așchiei formate la rectificarea cu corpuri abrazive** . . 156

REVISTA REVISTELOR 134, 152, 159

INDEX ALFABETIC . . . . . 160—164

COLEGIUL DE REDACȚIE

MARIN ENACHE, DAN DULAMĂ, COSTACHE TROTUȘ, NECULAI AGACHI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, ION DRĂGAN, MIRCEA DRĂGULIN, TITI DULĂMIȚĂ, SABIN FAUR, ALEXANDRU FLOREA, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN GIOGU, CONSTANTIN IONESCU, EMIL IONESCU, PETRE MARCU, MIHAI NICA, MIHAI NICULESCU, FLOREA OPREA, IULIU OVESEA, ONOFREI PARASCAN, IGINIO PAVONI, CORNELIU RIZESCU, BUJOR ROȘCA, MARIA SAVU, ION SUCIU, LAURENȚIE SOFRONI, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU

Președintele colegiului de redacție : prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor : ELENA PÂRVU
Tehnoredactor : MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Intreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 2020

CONTENTS

DC : 622.74

Forizs, Șt., Kovacs, K., Bostan, Violeta and *Popescu, Gabriela* : **Considerations on the possibilities of increasing Romanian coal rate in the coking charge**

The latest researches have shown that the use of low grade types of coal is not desirable and must be accepted only in limited rates of 5%. Even in this case, noncoking coals have negative effects on the macro- and microstructure of coke and thus on coke behaviour in the blast furnace.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 113—117

DC : 662.749.4

Collin, G. : **Coking tar and its turning into account**

The paper is interesting for the coking industry because of the scientific novelty of the processing schemes of the by-products from coking tar.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 118—126

DC : 533.9 ;669.168

Rozolimo, Paulina and *Ancuț, R.*: **Plasma in ferrochrome production**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 127—130

DC : 669.162.267 6

Dijmărescu, A., Urseanu, A. and *Truşculescu, D.*: **Pig iron desulphurizing process kinetics**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 131 — 134

DC : 539.389.3

Popescu N., Aloman, A. and *Isac, Mihaiela* : **Considerations on the thermodynamics and on the deformation aging mechanism**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 135—139

DC : 669.14 ;621

Geru, N. and *Coşmeleață, Georgeta* : **The influence of boron or boron and titanium microalloying on the primary structure of steels with approx. 0,4% C and with small ratios of chrome, nickel and molibdenum destined to the machine building industry**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 140—144

DC : 669.162.267.4

Magda, I. and *Beder, G.* : **Considerations on the welding hard plating of charging facilities for blast furnaces**

Automatic welding plating of feed hoppers from the feeding facilities for blast furnaces, as compared to manual electrode welding is much more effective and of better quality. This contributes to the decrease of grinding operation of the contact areas after to the decrease of grinding operation of the contact areas after plating.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 145—147

DC : 621.747

Cohn, E., Chivu, Vasilica and *Rădoi, T.* : **Contributions to the knocking out of film foundry sand from aluminium castings**

The paper presents the influence of certain antioxidizing additions introduced in the film composition on foundry sand knocking-out, as well as their action mechanism during casting process.

Antioxidizing product additions allow the decrease of novolac rate used for covering the foundry sand with film, thus leading to certain significant economic effects.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 148—152

DC : 621.747 ;667.661.23

Cocolaș, S., Bratu, C. and *Mărginean, I.* : **The improvement of the quality of steel casting surface by using thermoresisting paint**

The paper presents the technology of using penetrating paints, as a modern solution with a view to improving the surface quality of steel castings.

The authors present the results obtained in laboratory, confirmed by the application of this technology on industrial scale.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 153—155

DC : 621.921

Negrea, I. and *Rosca, Cristina* : **Theoretical bases of the grinding process. The determination of the chip size formed during grinding with abradant bodies**

The authors have worked out a kinetic model of the grinding process, while establishing the relationships which describe the chip size, according to cutting speed vector for different types of chipping with abradant bodies (plane grinding, external cylindrical grinding and internal cylindrical grinding).

The relationships which have been obtained allow the optimizing of the grinding process.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 156—159

INHALT

DK : 662.74

Forizs, Șt., Kovács, K., Bostan, Violeta und *Popescu, Gabriela* : **Betrachtungen zu dem Wachstumvermögen der rumänischen Kohlenförderung aus der Verkokungsschmelze**

Aus den letzten Untersuchungen ging hervor, dass die minderwertige Kohle unbefriedigend ist und dementsprechend für den Einsatz in den komplexen Verkokungsschmelzen nur in beschränkten Anteilen, von 5% verwendet werden kann. Sogar in diesem Falle wirkt die unverkokbare Kohle negativ auf die Mikro-und Makrostruktur des Kokses und folglich auf dessen Verhalten in den Hochofen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 113—117

DK : 662.749.4

Collin, G. : **Kokereiteer und seine Verwertung**

Das Interesse der kokschemischen Industrie für die vorliegende Arbeit beruht auf die wissenschaftliche Neuigkeit der Verarbeitungsdiagramm der aus Steinkohlenteerpech hergestellten Unterprodukten.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 118—126

DK : 533.9 ;669.168

Rozolimo, Paulina und *Ancuț, R.* : **Der Plasmaeinsatz bei der Ferrochromherstellung**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 127—130

DK : 669.162.267.6

Dijmărescu, A., Urseanu, A. und *Truşculescu, D.*: **Kinetik des Roheisenentschwefelungsvorgangs**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 131 — 134

DK : 539.389.3

Popescu, N., Aloman, A. und *Isac, Mihaiela* : **Einige Betrachtungen betreffend der Thermodynamik und der Alterungsphasen infolge der Formänderung**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 135—139

DK : 669.14 ;621

Geru, N. und *Cosmeleață, Georgeta* : **Einfluss des Mikrolegierens mit Bor oder mit Bor und Titan auf das Primärgefüge der Stähle die einen Anteil von rd. 0,4%C und kleine Anteile von Chrom, Nickel und Molybdän aufweisen und die in der Maschinenbauindustrie eingesetzt werden**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 140—144

DK : 669.162.267.4

Magda, I. und *Beder, G.* : **Betrachtungen angesichts der Schweisshartplattierung von Hochofenbeschickungseinrichtungen**

Die selbsttätige Schweissplattierung von Kegeln und Trichtern der Hochofenbeschickungseinrichtungen, bezogen zum Elektrodenhandschweissen ist leistungsfähiger und von einer besseren Qualität bedingt, was zur Verminderung der Arbeitsleistung bei der Adjustage der Kontaktzonen,nach der Plattierung, führt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 145—147

DK : 621.747

Cohn, E., Chivu, Vasilica und *Rădoi, T.* : **Beiträge zum Ausschlagen von umhüllten, aus Aluminiumgussstücke hergestellten Sandkerne**

In der Arbeit wird der Einfluss einiger organischen Oxydationsschutzzusatzstoffen, aus der Umhüllungszusammensetzung auf das Kernausschlagen wie auch ihre Betriebsweise während dem Giessen, dargestellt.

Die Oxydationsschutzzusatzstoffe ermöglichen die Verminderung der bei der Sandumhüllungsherstellung eingesetzten Novolakanteile ; was zur Erzielung von bedeutenden wirtschaftlichen Ergebnisse führt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 148—152

DK: 721.757 ;667.661.23

Cocolaș, S., Bratu, C. und *Mărginean, I.* : **Verbesserung der Oberflächenqualität der Stahlgussstücke, durch den Einsatz von wärmebeständigen Farben**

In der Arbeit wird die Verfahrenstechnik des Einsatzes von Durchdringungsfarben erörtert, mit dem Ziel der Modernisierung und somit der Verbesserung der Oberflächenqualität der Stahlgussstücke.

Es werden die Laborergebnisse (angesichts den o.g. Eigenschaften) die auch durch die Anwendung der in industrieller Phase angewandten Verfahrenstechnik bestätigt wurden, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 153—155

DK : 621.921

Negrea, I. und *Roșca, Cristina* : **Theoretische Grundlagen des Rektifikationsprozesses. Bestimmung der Grösse der Späne die während der Rektifizierung mit Schleifkörpern entstehen**

Es wurde ein kinematisches Modell des Rektifikationsprozesses aufgestellt und die Beziehungen die die Spangrösse, bedingt vom Schneidgeschwindigkeitsvektor, im Falle von verschiedenen Zerspanungsmethoden mittels von abrasiven Körpern (ebene Rektifizierung, zylindrische Aussen-und Innenrektifizierung) beschreiben, festgelegt.

Die erzielten Beziehungen ermöglichen die Optimierung der Rektifikationsprozessparametern.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 156—159

SOMMAIRE

CD : 622.74

Forizs, Şt., Kovács, K., Bostan, Violeta et *Popescu, Gabriela* : **Considérations sur les possibilités d'augmenter la proportion de charbons roumains dans la charge de cokéfaction**

Les recherches ont demontré que l'utilisation des charbons inférieurs n'est pas indiquée et ne peut être acceptée qu'en proportions de 5%. Même en quantités réduites, les charbons noncokéfiables ont des effets négatifs sur la macro-et la microstructure du coke et sur son comportement en haut fourneau.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 113—117

CD : 662.749.4

Collin, G. : **Le goudron de cokerie et sa mise en valeur**

L'article présente de nouveaux schémas de traitement des sous-produits à partir du goudron de cokerie.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 118—126

CD : 533.9 ;669.168

Rozolimo, Paulina et *Ancuţ, R.* : **Le plasma dans la production du ferrochrome**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 127—130

CD. 669.162.267.6

Dijmănescu, A., Urseanu, A. et *Truşculescu, D.* : **La cinétique du processus de désulfuration de la fonte**

Metalurgia 40(1988), nr. 3, p. 131—134

CD : 539.389.3

Popescu, N., Aloman, A. et *Isac, Mihaiela* : **Considérations sur la thermodynamique et le méchanisme du vieillissement par déformation**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 135—139

CD : 669.14 ;621

Geru, N. et *Cosmeleaţă, Georgeta* : **L'influence du microalliage à bore ou à bore et à titane sur la structure primaire des aciers à 0,4%C et à basse teneur en chrome, nickel et molybdène pour l'industrie automobile**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 140—144

CD : 669.162.267.4

Magda, T. et *Beder, G.* : **Considérations sur le placage dur par soudage pour les dispositifs d'alimentation des haut fourneaux**

Le placage par soudage automatique des cônes et des trémies des dispositifs d'alimentation des haut forneaux est plus efficace et de meilleure qualité que le soudage manuel à éléctrodes. On obtient ainsi une diminution de la main-d'oeuvre nécessaire pour la rectification des zones de contact après le placage.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 145—147

CD : 621.747

Cohn, E., Chivu, Vasilica et *Rădoi, T.* : **Le décochage des noyaux en sable pelliculisée des pièces coulées en aluminium**

Les auteurs présentent l'influence de certaines additions organiques antioxydantes introduites dans la compositions des pellicules sur le décochage des noyaux, de même que leur mécanisme d'action pendant la coulée.

Les produits antioxydants d'addition contribuent à la diminution des quantités de novolaque utilisées á la pelliculisation des sables, ayant d'importants effets économiques.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 148—152

CD : 621.747 :667.661.23

Cocolaş, S., Bratu, C. et *Mărginean, T.* : **L'amélioration de la qualité de la surface des pièces en acier par l'utilisation des peintures thermorésistantes**

L'article analyse la technologie d'utilisation des peintures de pénétration à même d'améliorer la qualité de la surface des pièces coulées en acier.

On présente les résultats obtenus en laboratoire et confirmés par l'application de cette technologie à l'echelle industrielle.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 153—155

CD : 621.921

Negrea, I. et *Rosca, Cristina* : **Les bases théoriques du processus de rectification. La détermination de la dimension des copeaux formés au cours de la rectification à corps abrasifs**

Les auteurs ont élaboré un modèle cinématique du processus de rectification et ont établi les relations qui decrivent la dimension des copeaux en fonction du vecteur de la vitesse de coupe pour différents types de rectification à corps abrasifs (rectification plane, rectification cylindrique extérieure et rectification cylindrique intérieure).

Les relations obtenues contribuent à l'optimisation des pa ramètres des processus de rectification.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 156—159

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.74

Фориш, Ш., Ковачь, К., Бостан, Виолета и *Попеску, Габриела:* **Соображения по возможностям роста доли местных углей в коксующей загрузке**

Последние исследования полазали, что использование углей низкого качества нежелательно и может быть допустимо только в ограниченных пропорциях. Даже и в этом случае некоксующиеся угли имеют отрицательные некомпенсируемые эффекты на макро и микроструктуру кокса, и таким образом на его поведение в доменной печи.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 113—117

ДК: 662.749.4

Коллин, Г.: **Коксовая смола и ее применение**

Работа представляет интерес для коксохимической промышленности благодоря научным новостям схем обработки побочных продуктов коксовой смолы.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 118—126

ДК.:533.9: 669.168

Роголимо, Паулина и Анкуц, Р. : **Плазма в производстве феррохрома**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 127—130

ДК: 669.162.267.6

Джжмэреску, А., Урсеану, А. и *Трушкулеску, Д.*: **Кинетика процесса обессеривавия чугуна**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 131—134

ДК: :539.389.3

Попеску, Н., Аломан, А. и Исак, Михаела: **Соображения по термодинамике и механизм деформационного старения**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 135—139

ДК: 669.14: 621

Джеру, Н. и *Кошмеляцэ, Джеорджета:* **Влияние микролегирования бором или бором и титаном на первичную структуру сталей с приблизительно 0,4%C и с малыми процентами хрома, никеля и молибдена, предназначенные машиностроению**

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 140—144

ДК: 669.162.267.4

Магда, И. и *Бедер, Г.:* **Соображения относительно жесткого плакирования сваркой загрузочных аппаратов для доменных печей**

Плакирование автоматной сваркой конусов и воронок загрузочных устройств доменных печей в отношении с ручной сваркой электродами более продуктивное и более качественное, что ведет к уменьшению шлифовальных работ контактных форм после плакирования.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 145—147

ДК: 621.747

Коон, Е., Киву, Василика и *Рэдой, И.:* **Соображения по выбивки стержней из плакированного песка в алюминиевых отливках**

Работа представляет влияние антиокислительных органических добавок, введенных в состав пленок на выбивку стержней, а также и механизм их действия при разливке.

Добавки антиокислительных изделий позволяют снижение пропорции новолака, используемые при плакировании песка, что ведет к достижению значительных экономических эффектов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 148—152

ДК: 621.747: 667.661.23

Коколаш, С. и *Мэрджинеан, И.:* **Повышение качества поверхности стальных отливок применением термостойких красок**

Исследуется технология применения проникающих красок как современный раствор для повышения качества поверхности стальных отливок.

Представлены полученные результаты в лабораторной фазе, подтвержденные и применением технологии в промышленной фазе.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 153—155

ДК: 621.921

Негреа, И. и *Рошка, Кристина:* **Теоретические основы процесса шлифования. Определение величины образованной стружки при шлифовании абразивных тел**

Разработана кинематическая модель процесса шлифования и определены соотношения, описывающие величину стружки в зависимости от вектора скорости резания у различных типов шлифования абразивными телами (плоское шлифование, наружное цилиндрическое шлифование и внутреннее цилиндрическое шлифование).

Полученные результаты позволяют оптимизировать параметры процесса шлифования.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p. 156—159

METALURGIA 3
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Ing. Şt. Forizs, ing. K. Kovács,
ing. Violeta Bostan
şi ing. Gabriela Popescu
C.S. Hunedoara

Consideraţii privind posibilităţile de creştere a proporţiei cărbunilor indigeni în şarja de cocsificare

CZ: 662.74

Necesitatea lărgirii bazei de materii prime pune problema utilizării cărbunilor de rang inferior din estul şi vestul Văii Jiului, cu proprietăţi foarte slabe de aglutinare şi cocsificare, şi chiar a celor fără proprietăţi de cocsificare. Deoarece utilizarea la cocsificare, în afara huilelor de gaz cu proprietăţi slabe de agultinare-cocsificare de la cîmpurile miniere Lupeni, Bărbăteni şi Uricani şi a celorlalţi cărbuni din bazin, nu este numai o problemă tehnico-economică ci mai ales o problemă tehnologică deosebit de complicată, a fost necesară o aprofundare şi chiar o reorientare a principiilor fundamentale care stau la baza cocsificării.

Mecanismul procesului de cocsificare este larg descris în literatura de specialitate fie ca un proces de piroliză cu o coacţiune a fazelor solide, lichide şi gazoase [1], [2], [3], fie ca un proces fizic sau fizico-chimic de legare a granulelor individuale ale cărbunilor [4], [5], [6].

Figura 1 prezintă schematic procesul de piroliză [3], iar figura 2 prezintă schema interacţiunii fizico-mecanice a granulelor individuale ale cărbunilor [6].

Pentru o mai bună înţelegere a fenomenelor care au loc în procesul de cocsificare în cazul special al utilizării cărbunilor tineri, de rang inferior, din estul şi vestul Văii Jiului s-au combinat cele două scheme ale mecanismului de cocsificare. În procesul de cocsificare au loc atît procese fizico-chimice de distrugere termică şi de formare a unor faze lichide, cu fluiditate şi capacitate de dilatare diferite, cît şi procese fizico-mecanice de legare şi înglobare a particulelor inerte conform figurii 3 [6]. În această schemă, componenţii activi (vitrinitul, exinitul) şi componenţii inerţi (inert organic — fuzinit şi semifuzinit; inert anorganic — substanţe minerale care dau cenuşa) se comportă diferit în funcţie de predominarea componenţilor activi „A", inerţi „I" şi a golu-

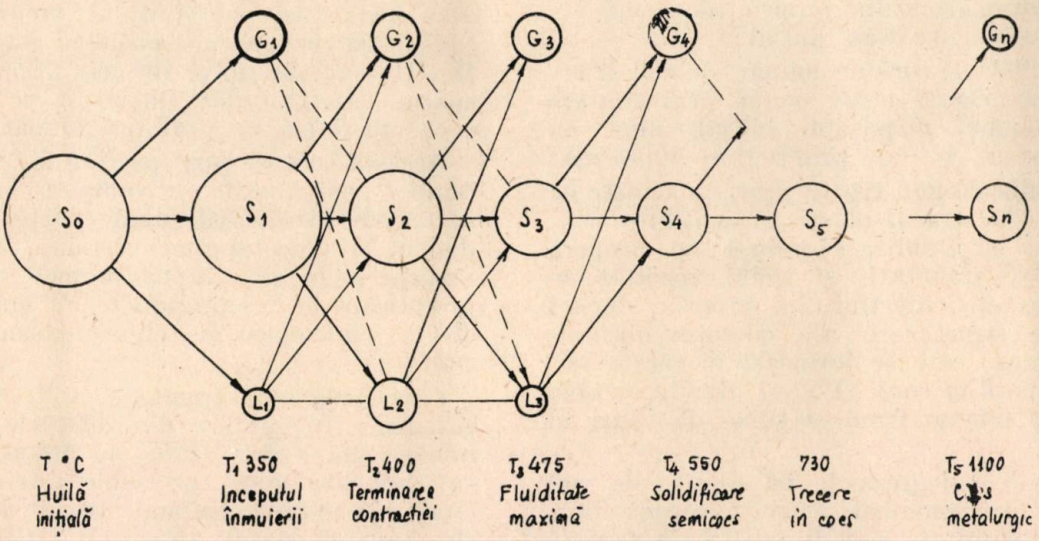


Fig. 1. Prezentarea schematică a pirolizei huilelor cu următoarele faze:
S — solidă; L — lichidă; G — gazoasă; 1, 2, 3...n — fazele procesului → procese primare directe → procese primare indirecte → procese secundare [3]

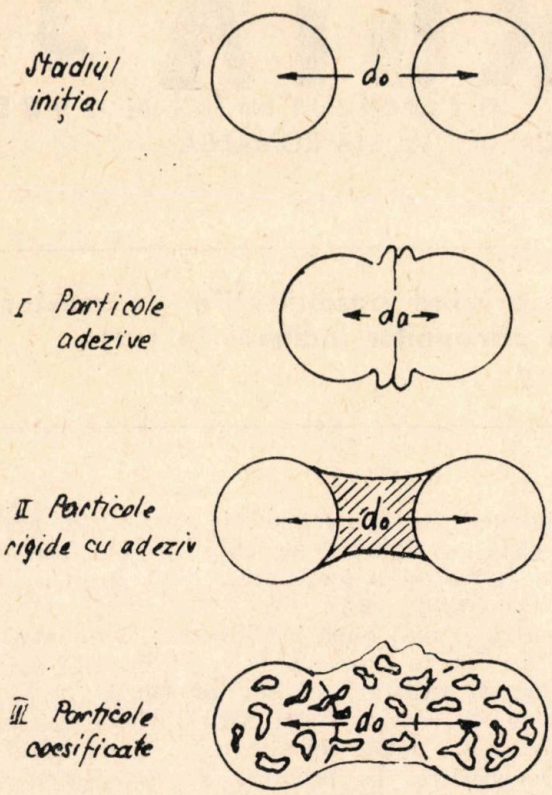


Fig. 2. Legarea fizico-mecanică a granulelor de cărbune [6]

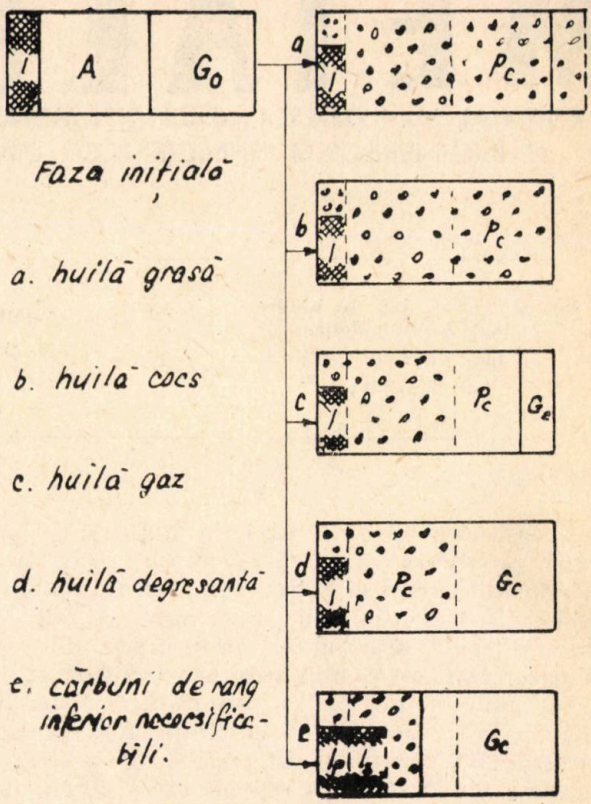


Fig. 3. Schema comportării la dilatare a cărbunilor în procesul de piroliză [6]

rilor „Go", caracteristici pentru diferite tipuri de cărbuni (fig. 3).

Cazurile caracteristice descrise în figura 3 sînt:

— huila grasă cu număr de cod 434—435, la care componentul inert se contractă, iar componentul activ se dilată ocupînd atît golurile intergranulare cît și golurile create în urma contractării inertinitului propriu, depășind volumul spațiului încărcat inițial;

— la huilele de cocs cu număr de cod 322—423 componentul activ ocupă prin dilatare numai volumul disponibil inițial, dînd un cocs rezistent și cu proprietate uniformă;

— în huila de gaz tip Lupeni, cu număr de cod 622—623, stratul plastic în cantitate insuficientă și cu fluiditate redusă nu acoperă golurile intergranulare și golul rezultat în urma contracției inertinitului propriu, ducînd la defecte structurale ale cocsului obținut. Aceste goluri care se formează în cocs „Go" diferă de porii în cocs „Po" și duc la crearea tensiunilor interne fiind și surse de fisuri în cocs;

— la huilele degresante cu număr de cod 300—311, componentul activ formează fază plastică în cantitate așa de mică încît asigură numai acoperirea prin dilatare a spațiului ocupat de granulele proprii și a golului creat de contracția inertinitului propriu, ceea ce duce la defecte structurale ale cocsului, cu consecințele respective;

— la cărbunii de rang inferior necocsificabili cu cod 600—711, vitrinitul inferior (reflectanță sub 0,550 %) trece rapid în semicocs în fazele 1 și 2 ale pirolizei (fig. 1) mărind considerabil cantitatea de inert organic propriu. În acest caz, faza plastică a vitrinitului activ nu asigură nici înglobarea inertinitului propriu primar „Is" nici ocuparea spațiului intergranular. În felul acesta, golul de cocs „Go" depășește spațiul intergranular inițial și se obține un cocs sub formă de praf neaglutinat.

Această comportare specifică la piroliza cărbunilor individuali se complică foarte mult în cazul cocsificării unor rețete complexe, ducînd la descompuneri termice, condensări precum și la coacțiunea în mod simultan a produselor de descompunere, de multe ori cu efecte tehnologice și tehnico-economice nedorite.

Cercetările îndelungate și utilizarea la cocsificare a cărbunilor din diferitele exploatări miniere din Valea Jiului au arătat că numai cărbunii din zona presiunii maxime de la cîmpurile miniere Lupeni, Bărbăteni, Uricani sînt huile de gaz cu proprietăți slabe de aglutinare-cocsificare. Cărbunii din cîmpul minier Lupeni au caracter de huile de gaz cu cifra de cod de 621—623 (cu excepția cărbunilor

din Lupeni, blocul II sud, care, datorită condițiilor geotectonice specifice, au rămas la nivelul de cărbune brun huilos, cu cifra de cod 600—611). Cărbunii Bărbăteni sînt huile de gaz cu proprietăți slabe de aglutinare-cocsificare ca și cărbunii Lupeni cu cifră de cod 622——632. Cărbunii din cîmpul minier Uricani prezintă o înrăutățire calitativă, făcînd parte din huile de gaz cu flacără lungă cu cifra de cod 611—621, cu proprietăți mai slabe de aglutinare-cocsificare decît cărbunii Lupeni și Bărbăteni.

Cărbunii din cîmpurile miniere Uricani au proprietăți tehnologice tot mai slabe putînd fi încadrați la cărbunii cu flacără lungă ca și în cazul celor din cîmpul minier Hobiceni cu cifra de cod 611—711 și la cărbunii bruni huilоși în cazul cărbunilor din cîmpul minier Cîmpul lui Neag, cu cifra de cod 700—800 și reflectanța medie a vitrinitului sub 0,500%.

Cărbunii de la est de această zonă cu presiune maximă sînt caracterizați cu o posibilă scădere treptată a proprietăților de aglutinare-cocsificare, care se observă nu numai la probele medii pe mine, ci și în cazul unui cîmp minier individual pe zăcămînt. Astfel, cărbunii Paroșeni, Vulcan și Aninoasa sînt huile cu flacără lungă a căror calitate variază între cifra de cod 600—621 și 700—711.

Cărbunii din cîmpurile miniere Dîlja, Iscroni, Petrila, Livezeni, Sălătruc și Lonea din estul Văii Jiului sînt cărbuni de trecere, cărbuni bruni huilоși cu reflectanța medie a vitrinitului sub 0,600 %, fără proprietăți de aglutinare-cocsificare, avînd cifra de cod 600—611.

Combinatul minier Valea Jiului spală, în prezent, cărbunii din bazinul carbonifer în trei preparații: Lupeni, Coroești și Petrila, cu amestecuri de cărbuni bruți din anumite cîmpuri miniere. Comportarea la cocsificare a amestecurilor de la diferite preparații din Valea Jiului este foarte diferită și neuniformă și se caracterizează prin reflectanța medie sub 0,550 %. În figurile 5 și 6 se indică dinamica de variație a acestor caracteristici de bază la cărbunii livrați pentru fabricarea cocsului, variație care se datorează nerespectării proporției de cărbuni bruți, proveniți din diferite cîmpuri și exploatări miniere la cele trei preparații.

Ținînd seamă de mecanismul formării cocsului, s-a ajuns ca la unele cocserii să se producă cocs metalurgic pe bază de cărbuni slab cocsificabili de la preparația Lupeni și foarte slab cocsificabili de la preparația Coroești. Acest lucru este posibil numai datorită particularității de deformare și a condițiilor geotectonice ale metamorfismului la acest zăcămînt, care au permis formarea unor cărbuni cu caracter pronunțat de „Concentrat vitritic"

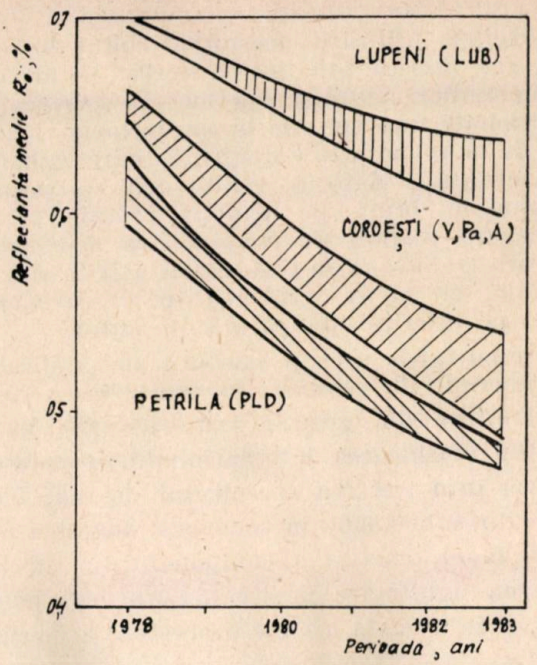


Fig. 4. Variația în timp a reflectanței medii la cărbunii indigeni

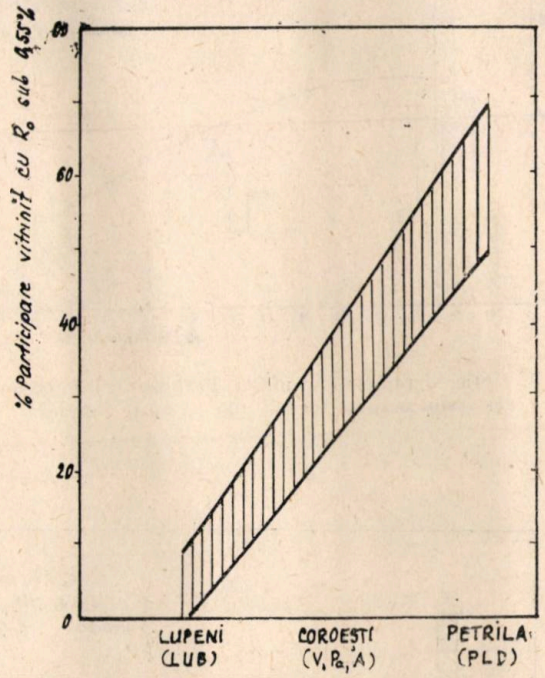


Fig. 5. Participarea vitrinitului de rang inferior în amestecul de cărbuni indigeni

al cărbunilor pe întregul zăcămînt (noțiune introdusă în 1954 [10] pentru a arăta cauzele comportării mai bune la cocsificare a cărbunilor din Valea Jiului, față de alți cărbuni terțiari de pe glob, confirmată și de cercetările recente efectuate în colaborare cu laboratorul de cocs de la Institutul politehnic și ICEM București [11], [12], [13]).

Lărgirea utilizării acestor cărbuni la cocsificarea clasică prin introducerea în amestec a cărbunilor de rang inferior, necocsificabili, menționați mai sus, de la prepararația Petrila sau de la prepararația Coroești, la care calitatea s-a înrăutățit datorită schimbării compoziției cărbunilor bruți pe cîmpuri miniere, este o măsură dictată de conjunctura economică, de care trebuie să se țină seamă atît în situația actuală, cît și în cazul regrupării cărbunilor bruți pe diferitele prepărații în viitor.

Comportarea acestor cărbuni necocsificabili în procesul de piroliză, în amestec cu huile ameliorante din grupele statistice IV, Va și Vb din clasificarea internațională, se caracterizează prin trecerea vitrinitului de rang inferior (Ro sub 0,550) în semicocs, înaintea formării fazei plastice a componentului ameliorant cu aglutinare moderată sau mai puternică. Prin aceasta are loc o creștere a inertinitului propriu (fig. 3) care, dacă nu se asociază cu creșterea cenușii peste 8,6 %, admisă de STAS-urile în vigoare, participă activ la formarea structurii cocsului.

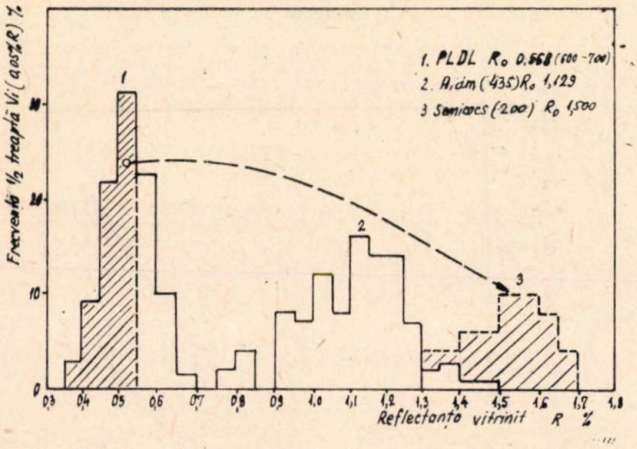


Fig. 6. Reflectogramele cărbunilor Petrila, R.P.P. 35—1 și ale semicocsului format din vitrinit inferior

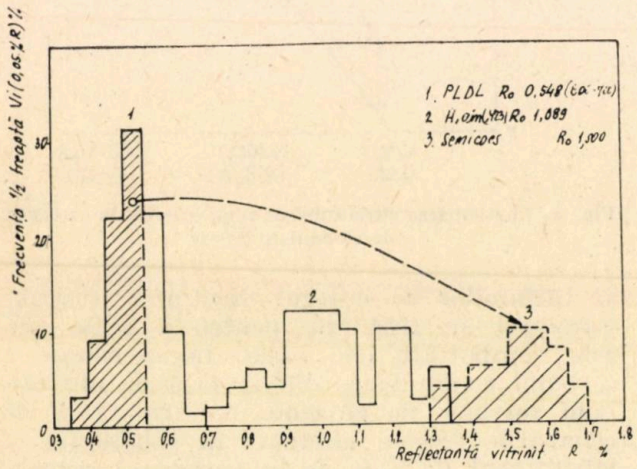


Fig. 7. Reflectanța cărbunilor Petrila, R.P.P. și a semicocsului format din vitrinit inferior

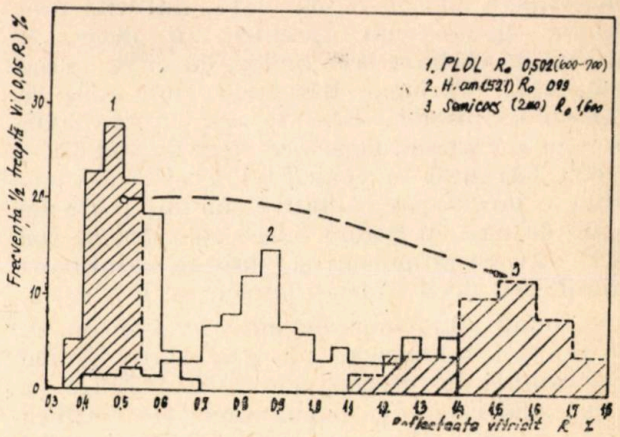


Fig. 8. Reflectogramele cărbunilor Petrila, Doubrova și ale semicocsului format din vitrinit inferior

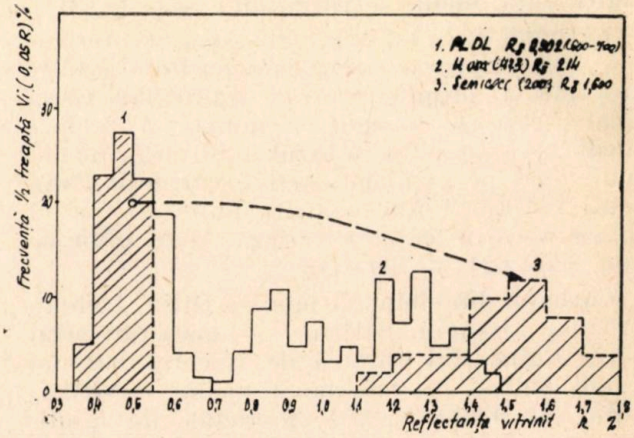


Fig. 9. Reflectogramele cărbunilor Petrila, U.R.S.S. și ale semicocsului format din vitrinit inferior

Cercetările efectuate cu amestecuri binare de cărbuni aglutinanți (huile de cocs, huile grase etc.) și cărbuni de la prepararația Petrila, redate în figurile 7—10, ilustrează acest lucru. Cercetările de laborator asupra comportării amestecurilor binare, cu creșterea participării cărbunilor Petrila au arătat o înrăutățire a proprietăților de aglutinare determinate prin indicele Roga (fig. 11), precum și a proprietăților de cocsificare, determinată prin dilatare Audibert-Arnu (fig. 12). Această influență negativă a participării cărbunilor Petrila confirmă ipoteza consumării fazei plastice active a huilei ameliorante de către semicocsul format din vitrinitul de rang inferior, rezultat la piroliza acestor cărbuni (fig. 7—10). Influența este atît de mare încît la 5 % participare a cărbunilor de rang inferior, componentul aglutinant își pierde complet capacitatea de legare și cocsificare. Acest lucru determină

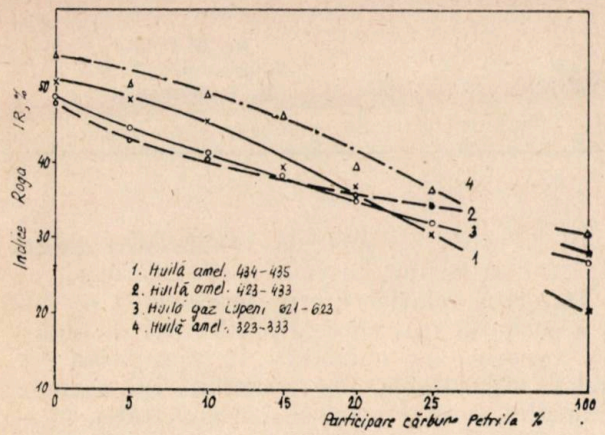


Fig. 10. Variația indicelui Roga odată cu creșterea participării cărbunilor Petrila în amestecul binar (cu cărbuni activi)

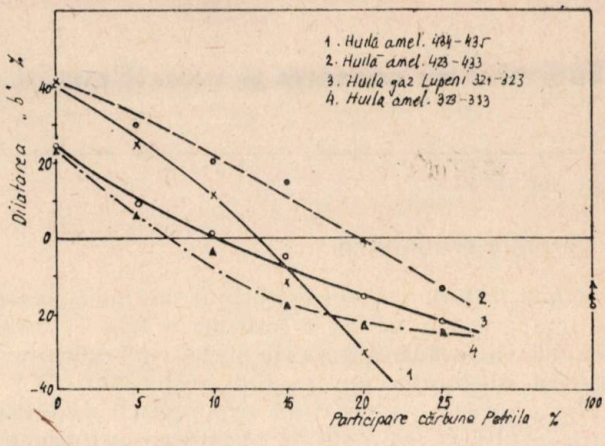


Fig. 11. Variația dilatării *b* odată cu creșterea participării cărbunilor Petrila în amestecul binar (cu cărbuni activi)

și limita superioară a posibilității utilizării acestor cărbuni în amestecurile complexe de cocsificare, mai ales că, în prezent, și amestecul provenit de la preparația Coroești care, deși ar trebui să aibă proprietăți slabe de aglutinare-cocsificare, se comportă în mod singular ca și cărbunii necocsificabili.

Se subliniază că participarea cărbunilor necocsificabili de la preparația Petrila și, de multe ori, de la preparația Coroești în șarjele de cocsificare clasice este nedorită, fără ameliorant.

Analiza fundamentală a procesului de cocsificare prezentat în esență mai sus permite sugerarea utilizării cărbunilor necocsificabili de la Lupeni sud, din estul și vestul Văii Jiului în alte direcții decît la cocsificarea clasică, în condiții tehnico-economice mai avantajoase, care pe economie nu duc la pierderi, ci la cîștiguri însemnate, și anume:

— drept materie primă pentru fabricarea semicocsului, a cocsului mărunt prin fluidizare pentru fabricile de aglomerare și parțial pentru fabricarea cocsului brichete în diferite scopuri industriale și de combustibil casnic în cazul din urmă, conform celor prezentate în figurile 1, 2, 3, liantul hidrocarbonic aromatic, introdus din exterior (smoală de proveniență cocsochimică) la presiuni de brichetare ridicată de 250—300 N/cm², asigură apropierea suficientă a granulelor și presarea liantului între granule asigurînd formarea cocsului cu proprietăți dorite;

— folosirea cărbunilor necocsificabili din estul și vestul Văii Jiului drept combustibil auxiliar insuflat în furnal prin gurile de vînt, fie în formă de praf, fie în amestec cu diferite hidrocarburi lichide sau gazoase cu efect tehnico-economic pozitiv;

— folosirea acestor cărbuni necocsificabili, lipsiți complet de însușiri de aglutinare-cocsificare și avînd conținut ridicat de cenușă, direct la termocentrale și nu la fabricarea cocsului metalurgic, unde prezența lor duce la greutăți tehnologice deosebite și la efecte economice defavorabile care, pe ansamblul economiei naționale, nu pot fi compensate numai de cantități mari de cărbune ameliorant.

BIBLIOGRAFIE

[1] Van Krevelen, D., V.: *Cărbunele*. Ed. Elsevier, Amsterdam, 1961.

[2] Karbovian, D.: *Metode de previziune a calității cocsului pornind de la analiza petrografică*. In: C.I.D. Franța, nr. 11, 1975, p. 2343.

[3] Griaznov, N., S.: *Piroliza huilelor în procesul de cocsificare*. Moscova, Metallurghiia, 1983.

[4] Taiț, E., M.: *Despre legătura între structura și proprietățile cocsului*. In: Koks i Himiia, U.R.S.S, nr. 8, 1963.

[5] Griaznov, N., S. și Kopeliovici, L., V.: *Teoria difuzo-cinetică de aglutinare a cărbunilor*. In Koks i Himiia, U.R.S.S., nr. 6, nr. 7, 1975.

[6] Nishioka, K., Voshida, S., Harikei, M. *Modelul carbonizării bazat pe mecanismul cocsificării*. Simpozion de cocserie, septembrie, 1984, Hunedoara.

[7] Forizs, Șt. ș.a.: *Influența structurilor de rețele în condițiile actuale de aprovizionare asupra indicilor tehnico-economici pentru producerea cocsului metalurgic la U.C.C.—C.S.H., C.S.H.—C.C.P.H.*, 1984—85, *Hunedoara*.

[8] Tufescu, V., și Mocanu, C.: *Depresiunea Petroșanilor (Valea Jiului)*, București, Ed. Științifică, 1964.

[9] Almășan, B.: Exploatarea zăcămintelor miniere din România, București, Ed. tehnică, Vol. I., 1985.

[10] Forizs, St.: *Studiul cărbunilor românești, ca bază de materii prime pentru cocsificare*. A IX-a Sesiune tehnico-științifică a I.P. Harkov, 7.04.1954 și *Folosirea complexă a cărbunilor din Valea Jiului prin reducerea concomitentă a conținutului de sulf*. Conferința ASID-București, 17—21 sept., 1956.

[11] Panaitescu, C. și Predeanu, G.: Determinări carbopetrografice prin contract pentru C.S.H., I.P. București, 1980—1984.

[12] Dumitrescu, C. și Predeanu, G.: Determinări carbopetrografice pentru C.S.H. ICEM-București, 1982—1984.

[13] Predeanu, G. ș.a. *Caracterizarea din punct de vedere petrografic a huilelor slab cocsificabile și necocsificabile din Valea Jiului*. In: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1987, p. 53—58.

Gudronul de cocserie și valorificarea acestuia*

Dr. G. Collin
Rütgerswerke A. G.
R. F. Germania

CZ: 662.749.4

Situația economică

Gudronul de cocserie obținut la cocsificare la temperatura înaltă a huilelor a fost și este cea mai importantă materie primă carbochimică pentru obținerea compușilor aromatici.

În figura 1 se prezintă principalele produse care rezultă în procesul de cocsificare a huilelor.

La producerea cocsului metalurgic, gudronul de cocserie apare ca un produs secundar în cantitate de cca 3%. Cantitatea produsă pe plan mondial a oscilat în ultimii 25 de ani în jur de cca 16 mil.t/an dar a scăzut în Europa cu cca o treime datorită trecerii de la aprovizionarea populației cu gaz de încălzire obținut în cocserii, la gaze naturale, stagnarea producției de oțel și scăderea consumului specific de cocs la producerea fontei, precum și scăderea totală ajungînd de la aproape 9 mil.t/an la cca 6 mil.t/an.

În figura 2 se prezintă amplasarea geografică a distileriilor de gudron din Europa.

Datorită relației dintre producerea oțelului și a cocsului majoritatea distileriilor de gudron de cocserie sînt amplasate în apropierea centrelor siderurgice (de exemplu în regiunea Ruhrului și în Hunedoara). Capacitatea totală a distileriilor europene de gudron depășește cu cca 30% cantitatea de gudron brut produsă și se găsește în momentul de față ** la cca 7,8 mil.t/an. Aceste capacități sînt repartizate astfel: 25% în U.R.S.S., 20% în R.F.G., 10% în R.P.P., 9% în Marea Britanie și cîte 7% în R.S.România, Franța și Cehoslovacia.

Obținerea și prelucrarea produselor secundare a produselor chimice de la cocsificare și anume gudronul de cocserie și benzenul de cocserie au o istorie de peste 300 de ani. Obținerea la nivel tehnic a substanțelor chimice aromatice din amestecuri

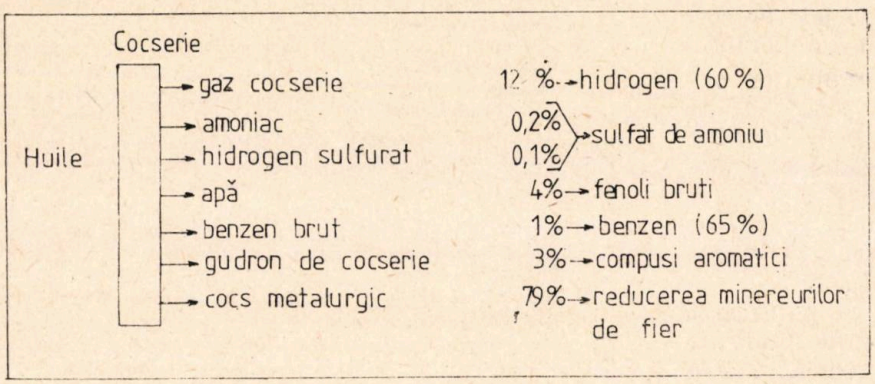


Fig. 1. Cocsificarea huilelor

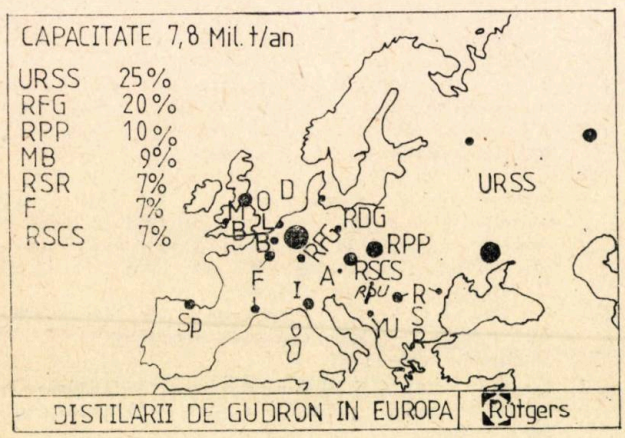


Fig. 2. Amplasarea geografică a distileriilor de gudron din Europa

multiple a fost dezvoltată după exemplul gudronului și al benzenului de cocserie. Este vorba, în acest caz, de o tehnologie cheie și poate fi folosită și la separarea altor produse primare de transformare a cărbunilor, bogate în substanțe aromate cum sînt, de exemplu, separarea produselor lichide secundare de la gazificarea sub presiune a cărbunilor și separarea produselor principale lichide de la hidrogenarea catalitică a cărbunilor.

Procedee de prelucrare a gudronului de cocserie

Principiul de bază al obținerii produselor aromatice din amestecurile carbochimice de substanțe multiple (gudronul de cocserie) este întotdeauna o combinare corespunzătoare a

* Comunicare prezentată la Simpozionul de înnobilare și folosire a cărbunilor Hunedoara, 24–28.09.1984

** Inclusiv cu proiectele de extindere din România

diferitelor procedee de separare. În acest fel rezultă, conform obiectivelor fixate pentru prelucrare, numeroase variante de procese tehnologice.

În figura 3 este redată schema de prelucrare a gudronului de cocserie.

Cele șase procedee de bază ale prelucrării gudronului sînt :

— distilarea pentru separarea primară a gudronului și descompunerea ulterioară a fracțiilor ;

— cristalizarea pentru obținerea unor hidrocarburi pure și mai ales a unor heterociclii nepolari cum sînt : naftalina, antracenul, acenaftenul, carbazolul și pirenul, utilizate la sinteza coloranților, proces din care rezultă concomitent, ca materiale filtrate, uleiuri pentru negru de fum și de impregnare a lemnului de construcții ;

— extracția cu baze și acizi pentru obținerea unor compuși polari, și anume a fenolilor și a compușilor heterociclici cu azot, ca materii

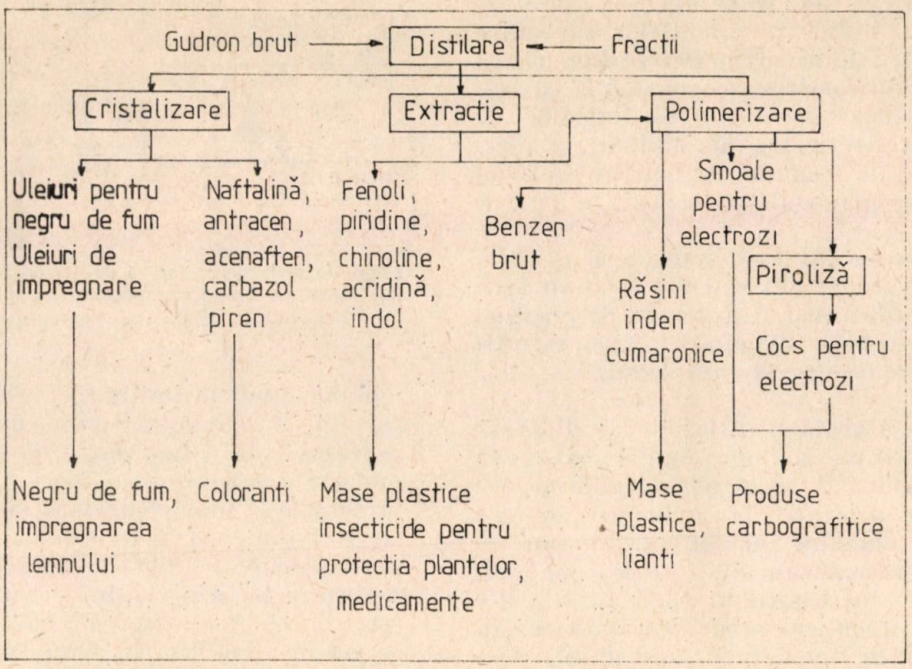


Fig. 3. Prelucrarea gudronului de cocserie

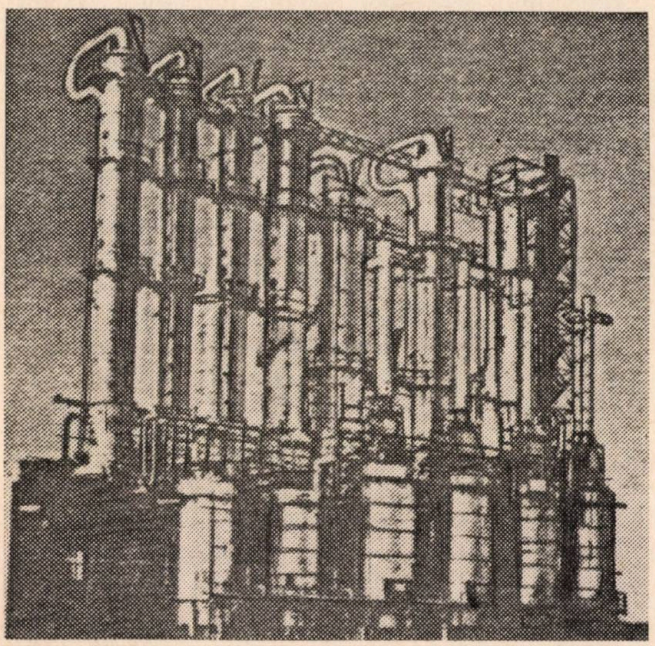


Fig. 4. Instalație continuă de distilare a gudronului (fotografie)

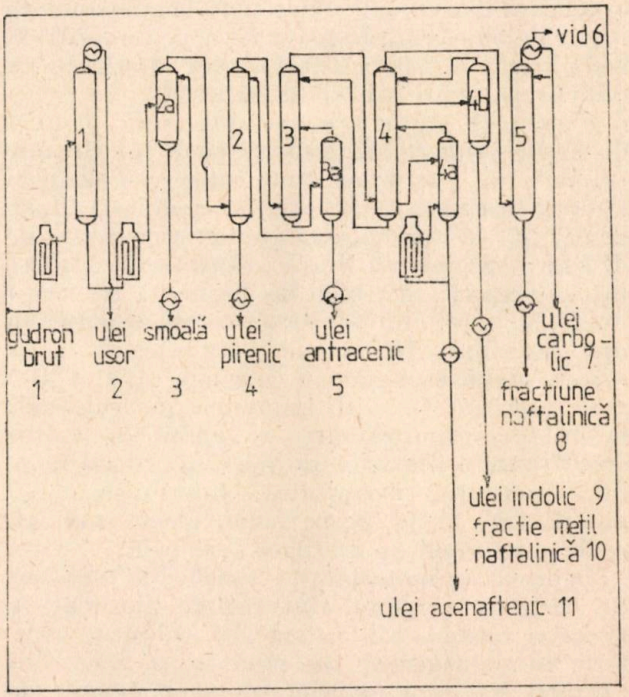


Fig. 5. Schema de principiu a unei instalații de distilare primară a gudronului

prime pentru mase sintetice duroplastice, materiale pentru protecția plantelor și medicamente ;

— polimerizarea catalitică cu catalizatori Friedel-Crafts de la prelucrarea uleiului ușor din care au fost extrași fenolii și bazele, proces în care printr-o distilare anexată se obțin, împreună cu benzenul de cocserie rezultat din rafinarea benzenului brut, rășinile termoplastice, indenc-umaronice folosite la obținerea materialelor sintetice și a lianților ;

— polimerizarea termică a reziduurilor primare de distilare (smoala) duce la produse primare pentru industria produselor carbonice (smoalele pentru fabricarea electrozilor etc.);

— piroliza sau cocsificarea smoalei la carbon tehnic pur, folosit la obținerea anozilor de carbon pentru electroliza aluminiului, a electrozilor de grafit pentru cuptoarele oțelăriei electrice și ca material de carburare pentru oțel și fontă.

Aceste procedee au fost, în ultimele decade, continuu perfecționate în vederea creșterii randamentelor, optimizării consumului de energie, automatizării pentru asigurarea unei calități constante a produselor și micșorarea emisiilor poluante.

În figura 4 se arată o instalație de distilare primară continuă a gudronului existentă în una din rafinăriile centrale de gudron din Ruhr, cu o capacitate de prelucrare de cca 0,5 mil.t/an. Coloane cu umplutură sau cu talere cu efecte avansate de separare, cu posibilități variate de legare în flux, rate înalte de reflux cu o recuperare concomitentă a căldurii permit încă din această fază de distilare primară o îmbogățire economică a compușilor aromatici individuali chiar pînă la randamente înalte de 50—90 %. În acest fel se poate controla rectificarea în vid a substanțelor cristaline cu puncte de topire uneori peste 200°C.

Figura 5 arată schema principală a unei distilerii primare de gudron cu cinci coloane primare și patru coloane laterale. Coloanele laterale servesc, în funcție de produsele finale urmărite, la preluarea anumitor fracții de distilare speciale cu limite restrînse de fierbere într-o schemă flexibilă de legături. În acest exemplu, gudronul de cocserie este separat în opt fracțiuni. În coloana atmosferică 1 se separă uleiul ușor, iar în coloanele 2, 3, 4 și 5 care lucrează în vid împreună cu coloanele laterale corespunzătoare se separă în ordine crescătoare a limitelor de fierbere : uleiul fenolic, fracțiunea naftalinică, fracțiunea metil naftalinică, uleiul acenaftenic, antracenic, pirenic și reziduul de distilare și smoală.

Debitele de materiale la instalațiile moderne de distilare primară sînt reglate automat în vederea optimizării recuperării căldurii, creșterii randamentului de produse și asigurării calității fracțiilor cu ajutorul unor sisteme de microcalculatoare precum și prin folosirea sis-

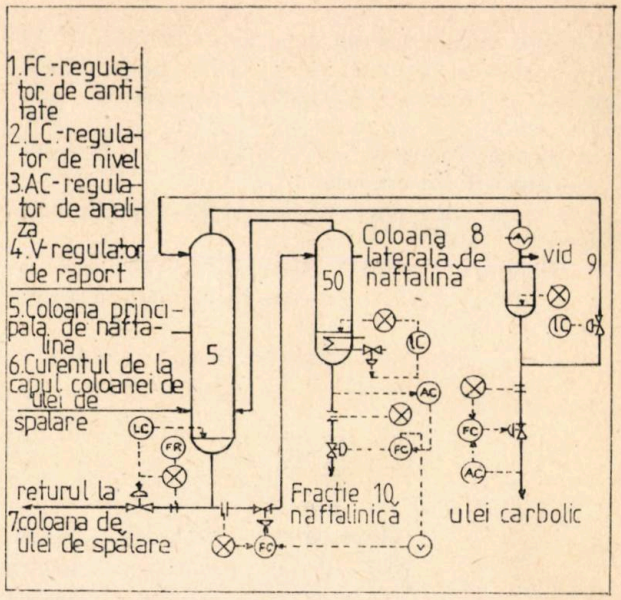


Fig.6. Schema de reglare a debitelor produselor pentru una din coloanele principale cuplate cu o coloană laterală din instalația de distilare primară a gudronului

temului analitic on-line. Figura 6 prezintă o secțiune a întregului sistem de automatizare a procesului la o instalație de distilare primară precum și schema de reglare pentru o coloană principală și una secundară de obținere a fracției naftalinice. Din lichidul de fund al coloanei principale 5 de ulei de naftalină, se preia — pentru reglarea nivelului — un debit parțial ca retur la coloana principală 4 de ulei de absorbție legată mai înainte, în timp ce o altă parte de debit parțial se trimite în cantitate determinantă și reglată în coloana laterală 5, *a* de ulei de naftalină. Reglarea se efectuează pe baza raportului față de realizarea produsului. Bilanțul termic al coloanei laterale se reglează printr-un încălzitor comandat de nivelul materialului din această coloană. Analiza automată on-line comandă evacuarea produsului de fracțiune naftalinică ca lichid de fund al coloanei laterale și a uleiului fenolic ca produs de vîrf al coloanei principale. Se poate obține un randament de naftalină mai mare de 90 % din naftalina care se găsește în cantitate de cca 10 % în gudronul brut.

În aceste condiții se realizează o concentrare de peste 90 % naftalină cu punct de cristalizare la 75°C. Automatele de analiză on-line sînt de regulă cromatografe de gaz de proces cu tuburi capilare care permit o separare a liniilor de bază a anumitor componente cheie predeterminate. Întreaga reglare a instalației se realizează printr-un calculator de proces care le include pe toate, putînd să urmărească strategii complexe și optimizări, mai ales la schimbarea legăturilor coloanelor și modificarea compoziției gudronului brut.

În figura 7 sînt redate reacţiile de transfer de hidrogen la distilarea tehnică a gudronului de cocserie.

Distilarea primară fracţionată nu este numai o descompunere fizică a amestecului multiplu de substanţe (gudronul de cocserie) deoarece, în cursul acestui proces, au loc şi reacţii ale compuşilor chimici care se găsesc în gudron.

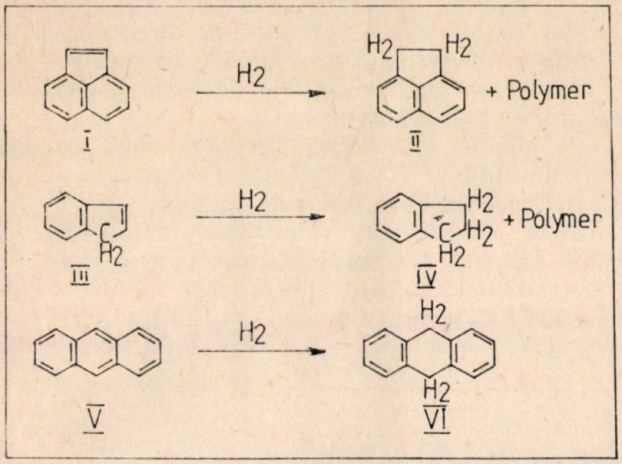


Fig. 7. Reacţii de transfer de hidrogen la distilarea tehnică a gudronului de cocserie

Acestea sînt mai ales reacţii de transfer de hidrogen care provine din policondensarea compuşilor aromatici cu molecule foarte mari şi puternic reactive. Astfel, acenaftilenul (1) care, la un procent de 2 %, reprezintă unul din componenţii principali ai gudronului, avînd ca monomer o importanţă potenţială, este în mod practic transformat în acenaften (II) şi material polimeric. Indenul (III), importantă materie primă pentru răşini (conţinut cca 1 % din gudronul brut), este transformat într-o proporţie importantă, în indan (IV) şi polimeri. Antracenul (V) este transformat, într-o cantitate mică, prin hidrogenare în 9—10 dihidroantracen (VI). Noi cercetări de spectroscopia rezonanţei nucleare au arătat că la prelucrarea prin distilare se desfăşoară un număr mare de alte procese de dehidrogenare. Astfel de reacţii de echilibru pentru transfer de hidrogen şi reacţii de polimerizare pot fi influenţate în mod conştient, în anumite direcţii, în multe cazuri, prin reglarea temperaturii în diferitele coloane de distilare. În acest fel, distilarea primară are o deosebită importanţă pentru folosirea chimică optimă a gudronului şi pentru optimizarea randamentelor produselor dorite.

Obţinerea şi folosirea hidrocarburilor din gudronul de cocserie

Hidrocarburile aromatice care se pot obţine prin rafinarea gudronului sînt bineînţeles componentele principale ale gudronului, şi se găsesc în concentraţii de peste 1%.

În figura 8 sînt redate hidrocarburile tipice existente în gudronul de cocserie.

Dintre acestea fac parte hidrocarburile cu inele hexagonale condensate nesubstituite : naftalina, fenantrenul, antracenul, pirenul, precum şi hidrocarburile aromatice condensate, mai ales cele nesubstituite, care conţin de obicei cîte un inel de cîte cinci atomi de car-

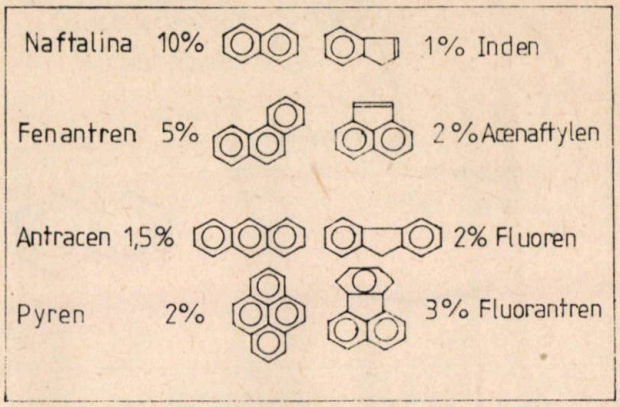


Fig. 8. Hidrocarburi tipice existente în gudronul de cocserie

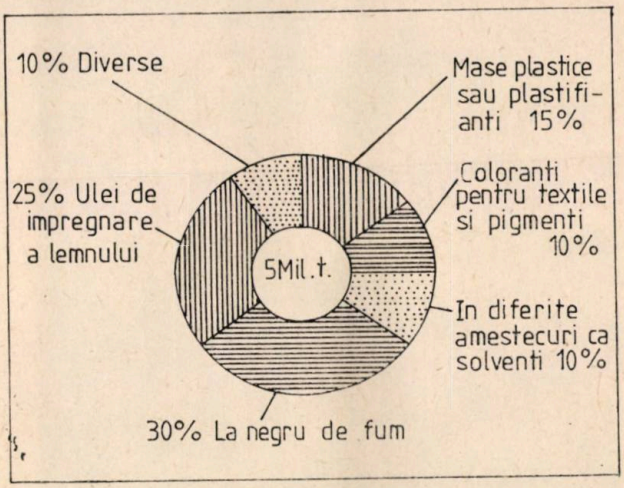


Fig. 9. Utilizări ale hidrocarburilor din gudron

bon : indenul, acenaftilenul, fluorenul şi fluorantrenul.

Aceste hidrocarburi din gudronul de cocserie, prezentate ca exemplu în figura 8, reprezintă ceva mai mult decît un sfert din gudronul de cocserie.

În figura 9 se prezintă utilizările hidrocarburilor din gudron.

Din cele cca 5 mil.t/an hidrocarburi aromatice, obţinute prin rafinarea gudronului şi a amestecurilor uleioase ale acestora, cca 15 % sînt transformate în mase plastice şi în plastifianţi de mase plastice, 10 % în coloranţi textili şi pigmenţi, alte 10 % servesc în diferite amestecuri ca solvenţi, 30 % în formă de uleiuri se folosesc la producerea negrului de fum utilizat ca umplutură pentru cauciuc, 25 % sub formă de ulei de impregnare pentru protecţia lemnului şi 10 % ca materie primă pentru alte utilizări.

Obținerea și folosirea naftalinei

Ca un exemplu se va expune utilizarea naftalinei care este disponibilă pe plan mondial într-un ordin de mărime egal cu aproximativ un milion t/an (fig. 10).

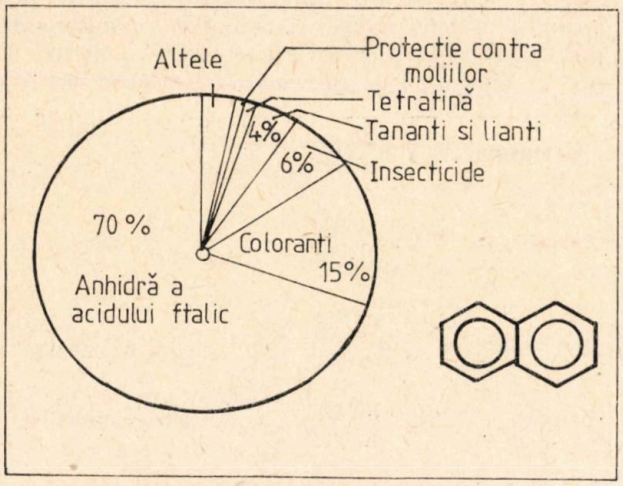


Fig. 10. Utilizările naftalinei

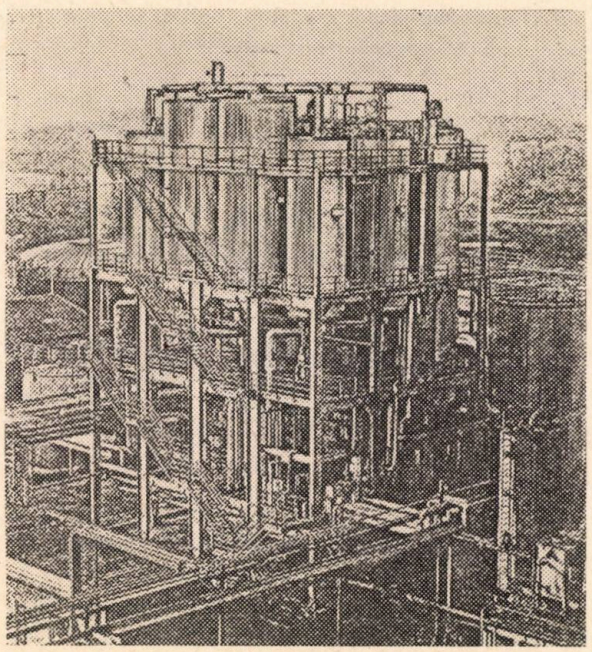


Fig. 11. Instalații pentru obținerea naftalinei pure prin cristalizare

Naftalina se transformă într-o proporție mai mare de 2/3 prin oxidare catalitică în fază gazoasă, în anhidrida acidului ftalic. O proporție de 15 % servește trecînd prin naftol și acizii naftensulfonici la sinteza azo-coloranților. Alte produse chimice obținute din naftalină sînt: într-o proporție de 6 % insecticidul carbaryl, sintetizat din α-naftol, în proporție de 4 %; tananți și lianți obținuți din naftalina sulfonată, care, în cantități mai mici, se folosește la obținerea solventului tetralina dar și ca insecticid împotriva moliilor.

Figura 11 arată o instalație de cristalizare pentru obținerea naftalinei tehnic pure din fracția primară a distilării gudronului, dintr-o instalație de distilare a gudronului din Ruhr. Această instalație de cristalizare, care lucrează pe principiul contracurentului și care folosește țevi de răcire cu peliculă are o capacitate de 60 mii t/an.

Obținerea și folosirea antracenului

Cel de-al doilea component de importanță tehnică dintre hidrocarburile aromatice condensate ale gudronului de cocserie este antracenul cu trei inele aromatice.

În schema din figura 12 este redată sinteza antrachinonei.

Antracenul în stare tehnic pură este transformat, exclusiv prin oxidare catalitică, în fază gazoasă sau prin oxidare cu cromat în faza lichidă, în antrachinonă.

Conținutul de antracen în gudron este cu cca 1,5 % mai redus ca cel al naftalinei. Din

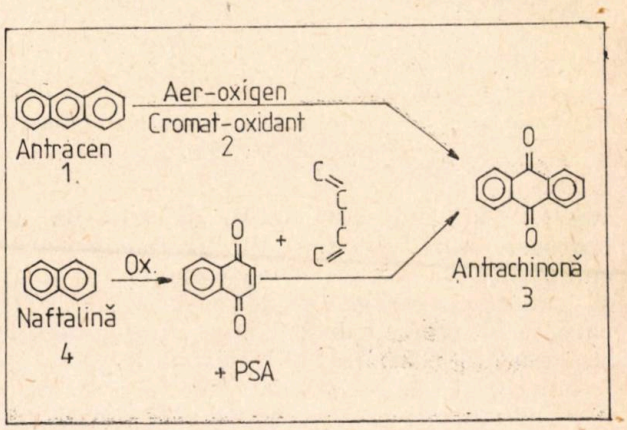


Fig. 12. Sinteza antrachinonei

această cauză obținerea în stare pură se realizează în puține țări. Din punct de vedere tehnic separarea lui este cu mult mai grea decît aceea a naftalinei, întrucît concomitent cu aceasta se separă alte componente ale gudronului, cu aceleași puncte de fierbere (fenantrenul și carbazolul).

În timp ce la naftalină se poate realiza — după cum s-a mai arătat — un randament de cca 90 % la scară industrială, la antracen, cu toată combinarea corespunzătoare a distilării, cristalizării și a extracției, se obține un randament de cca 50 % care reprezintă în momentul de față un optim economic. Producția mondială de antracen tehnic pur se ridică la cca 30 mii t/an.

Antrachinona servește încă din secolul trecut la sinteza coloranților pentru produsele textile iar în ultimii ani și ca agent redox pentru obținerea celulozei prin descompunerea lemnului. Leșia sodată obținută prin descompunerea alcalină cu sulfură de sodiu la 160—180°C servește la obținerea a cca 85 mil.t/an celuloză,

adică cca 3/4 din producția mondială de celuloză. Un adaos de cca 0,1% antrachinonă raportată la lemnul prelucrat, duce la o creștere a randamentului de celuloză și la o micșorare concomitentă a consumului de alcalii, la o scădere mare a proporției de sulfură de sodiu și prin aceasta la o micșorare a emisiilor de hidrogen sulfurat și metilmercapten.

Datorită acestei noi variante de utilizare a antrachinonei, au fost stimulate cercetările pentru realizarea sintezei antrachinonei la scară industrială și din alte materii prime decît antracenul. O variantă aproape complet realizată la nivel tehnic este oxidarea catalitică a naftalinei în fază gazoasă la 1,4 naftochinonă, cu obținerea concomitentă a anhidridei acidului ftalic ca produs secundar, urmată de reacția Diels-Alder a acestei naftochinone cu butadienă la tetrahidroantrachinonă și dehidrogenarea acesteia la antrachinonă. Prin acest proces s-a descoperit o nouă cale de utilizare a naftalinei din gudronul de cocserie.

Obținerea și folosirea compușilor aromatici nesaturați din gudron

Indenul este reprezentativ pentru hidrocarburile din gudron cu două cicluri, deoarece are o dublă legătură olefinică, și este conținut în gudron într-o proporție de cca 1% (fig. 13).

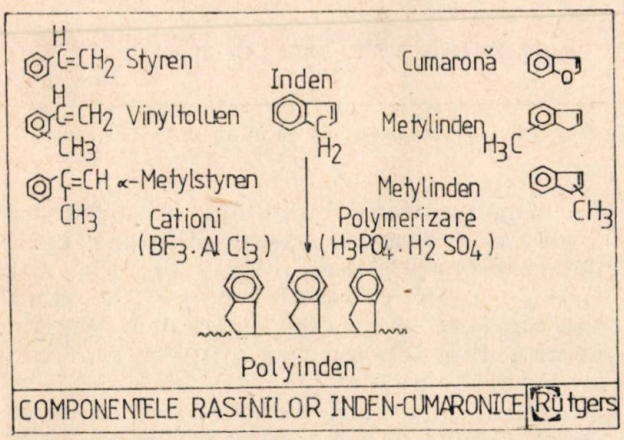


Fig. 13. Componentele rășinilor inden-cumaronice

Indenul și alți compuși vinilaromatici conținuți în gudronul de cocserie sînt componentele moleculare ale rășinilor inden-cumaronice descoperite în urmă cu cca 95 de ani de către chimiștii Gustav Kraemer și Adolf Spilker, obținute prin tratarea uleiului ușor din gudronul de cocserie cu acid sulfuric concentrat.

Stirenul și omologii săi, cumarona și omologii indenului fac parte din acești compuși vinilaromatici, care au puncte de fierbere de la 145 la 210°C și sînt componentele uleiului ușor și ale uleiului carbonic din gudronul de cocserie. Din aceste fracții ale distilării normale a gudronului de cocserie se extrag inițial fenolii cu leșie de hidroxid de sodiu și bazele aromatice cu azot prin extracție cu acid sulfuric. Apoi, prin redistilare se obțin diferite fracții de rășină în care componenții vinilaromatici ajung la concentrații de 50 pînă la 76%, de exemplu, o fracție idenică de 50—60% care fierbe de la 168 pînă la 189°C și care mai cuprinde și anumite părți ale heterociclului cu oxigen denumit cumaronă. Această fracție, ca și alte fracții rășinice, poate servi fără nici o rafinare fină ulterioară, direct ca materie primă pentru polimerizare.

Polimerizarea se realizează de preferință cationic în prezența unor catalizatori Friedel-Crafts, (de exemplu: trifluorura de bor și compușii săi complecși cu eteri, alcooli, fenoli sau acizi carbonici; clorura de aluminiu și chiar acidul sulfuric sau acidul fosforic). După terminarea polimerizării, catalizatorul se separă prin extracție alcalină sau prin precipitare urmată de filtrare. În acest fel se obține o soluție de cca 50% de rășină termoplastică în compușii aromatici nepolimerizabili din fracția inițială. Pentru obținerea rășinii, se trece întîi la distilarea în vid a acestor compuși aromatici și apoi componentele rășinice oligomere cu greutate moleculară mică sînt separate prin antrenare cu vapori de apă supraîncălziți. Rășina topită care a rămas în stare fierbinte poate fi turnată direct în ambalaje sau poate fi granulată la puncte de înmuiere de peste 65°C.

La nivel industrial, polimerizarea se realizează în șarje discontinue dar și continue. Cu reactoarele de polimerizare discontinue se poate realiza un număr mare de cele mai diferite tipuri de rășini, atît prin reglarea corespunzătoare și exactă a dozării materiilor prime și a catalizatorilor cît și prin cea a sistemelor de răcire și încălzire pentru conducerea realizării programului de desfășurare a temperaturii de reacție, care trebuie pornită și apoi continuată exoterm. Polimerizarea în reactoare cu agitare continuă produce rășini de calitate constantă, permite o conducere izotermă a desfășurării reacției pentru obținerea unor rășini cu un interval restrîns de greutăți moleculare, realizînd caracteristici îmbunătățite de solvire și compatibilitate față de alte substanțe, dar nu permite decît producerea unui număr limitat de sortimente de rășini, însă în cantități mai mari. În figura 14 este reprezentat un reactor de polimerizare continuu pentru rășini inden-cumaronice cu o capacitate de 8 500 t/an.

Figura 15 prezintă granulele unei rășini indenice de culoare deschisă cu punctul de înmuiere peste 65°C. Culoarea și punctul de înmuiere sînt principalele proprietăți de caracterizare a rășinilor inden-cumaronice (fig. 16).

Greutatea moleculară medie este corelată cu punctul de înmuiere, fiind cuprinsă între 600 și 1 200 Dalton. Punctele de înmuiere de la sub 0°C pînă la cca 170°C prezintă o luminozi-

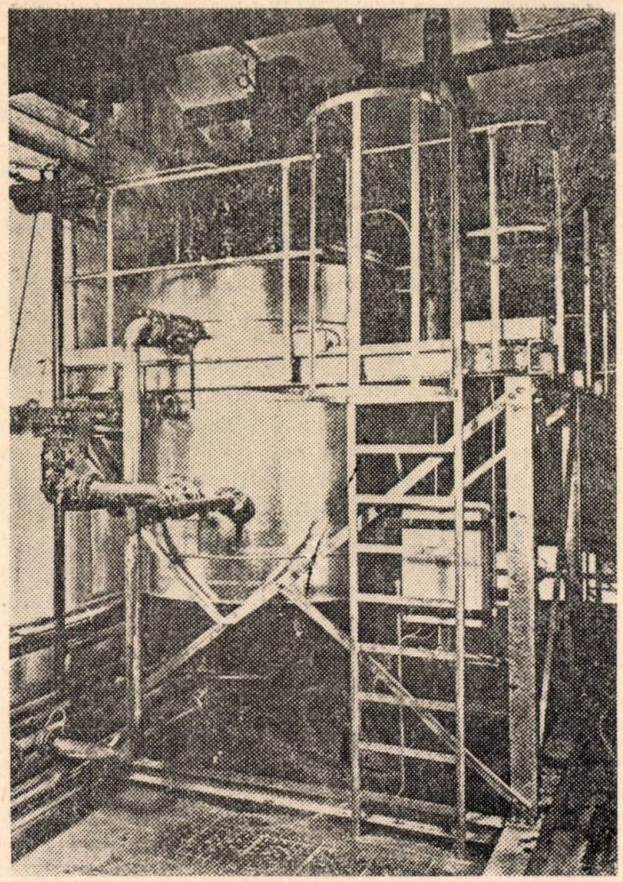


Fig. 14. Reactor de polimerizare pentru rășini indenice

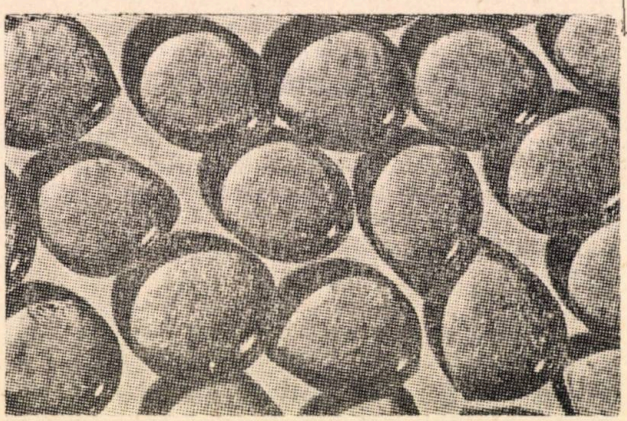


Fig. 15. Granule de rășină indenică

tate, după scara Barrett, cuprinsă între B 1/2 (galben complet deschis) și B 16 (un maro închis). Aceste rășini sînt solubile în hidrocarburi aromatice, hidrocarburi clorurate, cetone, esteri și eter, sînt insolubile în hidrocarburi alifatice, alcooli și apă și sînt miscibile cu rășinile naturale, rășinile fenolice și epoxidice, cu cauciucurile naturale și sintetice.

În figura 17 se prezintă utilizările rășinilor inden-cumaronice.

Rășinile inden-cumaronice pot fi astăzi modificate în multiple feluri. De exemplu, cu fenolii dau naștere la rășini reactive, solubile în alcool.

Tipuri de rășini nemodificate

Greutăți moleculare	M	600 -1200
Puncte de înmuiere (Krammer-Sarnow)	[°C]	< 0 - 170
Luminozitatea (scara Barrett), (culoarea)		B 1/2 - B 16
Solubile în :	- hidrocarburi aromatice - hidrocarburi clorurate - cetone - esteri - eteri	
Insolubile în:	- hidrocarburi alifatice - alcooli - apă	
Combatibili cu:	- rășini naturale - rășini fenolice si epoxidice - cauciuc natural si sintetic.	

Tipuri de rășini modificate

Fenol - rășini reactive modificate solubile în alcool
Benzină - rășini solubile pentru lacuri, etc.
Rășini si EVA - rășini compatibile pentru Hotmelts (topituri calde)
Apă - rășini solubile pentru lacuri cu apă, etc.

Fig. 16. Proprietăți ale rășinilcr inden-cumaronice

La copolimerizarea indenului cu alchil-vinil-aromate se formează rășini utilizabile pentru lacuri și lianți, care se dizolvă în bazine alifatice și care sînt compatibile cu rășinile naturale sau sintetice și cu copolimeri de etilen vinil-acetat. Prin introducerea grupelor carboxilice se formează rășini foarte apropiate de rășinile naturale care, după neutralizare cu alcalii, devin solubile în apă pentru a putea fi folosite în sisteme apoase, în lacuri și uleiuri care pot fi diluate cu apă.

Rășinile inden-cumaronice sînt plastifianții și agenții de dispersare și de lubrifiere.

Acestea participă la realizarea articolelor tehnice din cauciuc ca : agent de lipire în topituri calde, liant de rezistență și alte materiale de lipit, substituent parțial și diluant pentru lacuri, rășini alchidice, epoxidice și poliuretanice, produs de înlocuire în vopselele pentru Offset și tipar adînc, component al lacurilor de lustruire pentru protecția lemnului în combinații cu rășini alchidice, lubrifiant pentru PVC la producerea plăcilor de pardoseală, material conservant pentru produse alimentare, pentru impregnarea fructelor ci-

Folosire	Functia
Produse de cauciuc	Material de plastificare, dispersare si delubrefiere
Lianti	Agent de lipire în topituri calde si lipituri de rezistentă
Vopsele si lacuri	Diluant pentru răsini alchidice, epoxidice, poliuretanice
Vopsele pentru tipografie	Substituent de răsini naturale în Offset si tipar adînc
Protectia lemnului	Combinatii cu răsini alchidice pentru lustruire
Plăci de pardoseală	Combinatia cu PVC-ul
Conservant	Impregnarea de fructe citrice
Izolare de cabluri	Component în uleiurile si masele topite si turnate la cabluri

Fig. 17. Utilizări ale răşinilor inden-cumaronice

trice şi ca component răşinos pentru uleiurile şi masele topite, turnate pentru cabluri.

Producţia mondială de răşini inden-cumaronice obţinute din gudron reprezintă ca ordin de mărime cca 100 mii t/an. Aceste cantităţi sînt completate de cca 30 de ani prin răşini obţinute din hidrocarburi aromatice şi alifatice preparate în mod corespunzător din fracţiile de uleiuri de piroliză nesaturate ale petrochimiei.

Obţinerea negrului de fum din aromaticele conţinute în gudron

Aromaticele din gudron sînt, în general, foarte stabile din punct de vedere termic. Din acest motiv sînt folosite în amestecurile pentru băi de încălzire şi ca lichid de călire.

Dar, la temperaturi peste 1 000°C apare o descompunere care se desfăşoară mai încet sau mai repede, în funcţie de condiţiile de reacţie, avînd ca produs final formarea de carbon şi de hidrogen, corespunzător cu conţinutul ridicat de carbon al aromaticelor condensate din gudron. Randamentul de carbon este mult mai mare faţă de randamentul de carbon al altor hidrocarburi din care se obţine negrul de fum.

În figura 18 se prezintă schema de obţinere a negrului de fum din hidrocarburi din gudron.

Această calitate este folosită la obţinerea negrului de fum din amestecurile de hidrocarburi din gudron. La procedeele moderne, în cuptorul de negru de fum se introduce un amestec multiplu de hidrocarburi de gudron denumit ulei pentru negru de fum, într-un reactor în care se realizează cu ajutorul aerului preîncălzit şi al unui gaz de preîncălzire, prin ardere parţială la o temperatură de cca 1 500°C. Piroliza hidrocarburilor aromatice condensate se desfăşoară la aceste temperaturi cu o viteză mare, aşa încît la capătul reactorului reacţia poate fi întreruptă prin stropire cu apă prin duze. Din amestecul de gaz şi negru de fum răcit în continuare, se separă produsul — în funcţie de calitatea dorită — într-un randament de 40—65 % faţă

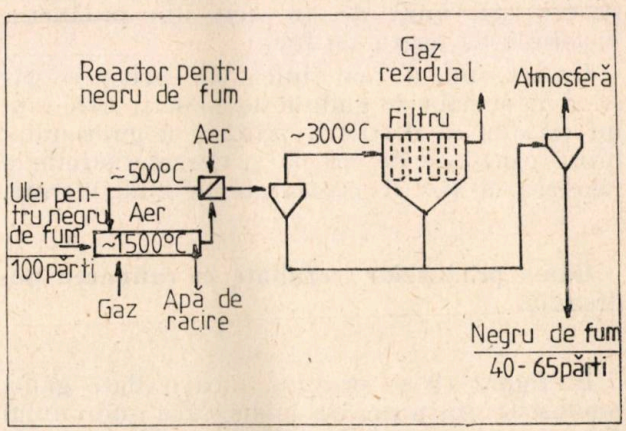


Fig. 18. Obţinerea negrului de fum utilizînd hidrocarburi din gudronul de cocserie

de uleiul de negru de fum folosit, în cicloane şi tuburi (saci) de filtrare. Randamentul de negru de fum depinde, în condiţii de lucru identice, direct de aromaticitatea uleiului de negru de fum folosit; aromaticitatea este mai mare în cazul folosirii hidrocarburilor de gudron faţă de uleiurile de negru de fum provenite din industria petrochimică. Productivitatea unui reactor poate ajunge pînă la 20 000 t/an negru de fum. În Europa de Vest şi în Japonia se foloseşte o cantitate mai mare de 2 mil.t/an de hidrocarburi din gudron pentru obţinerea pirolitică a negrului de fum după acest procedeu, constituind în acest fel baza de materie primă

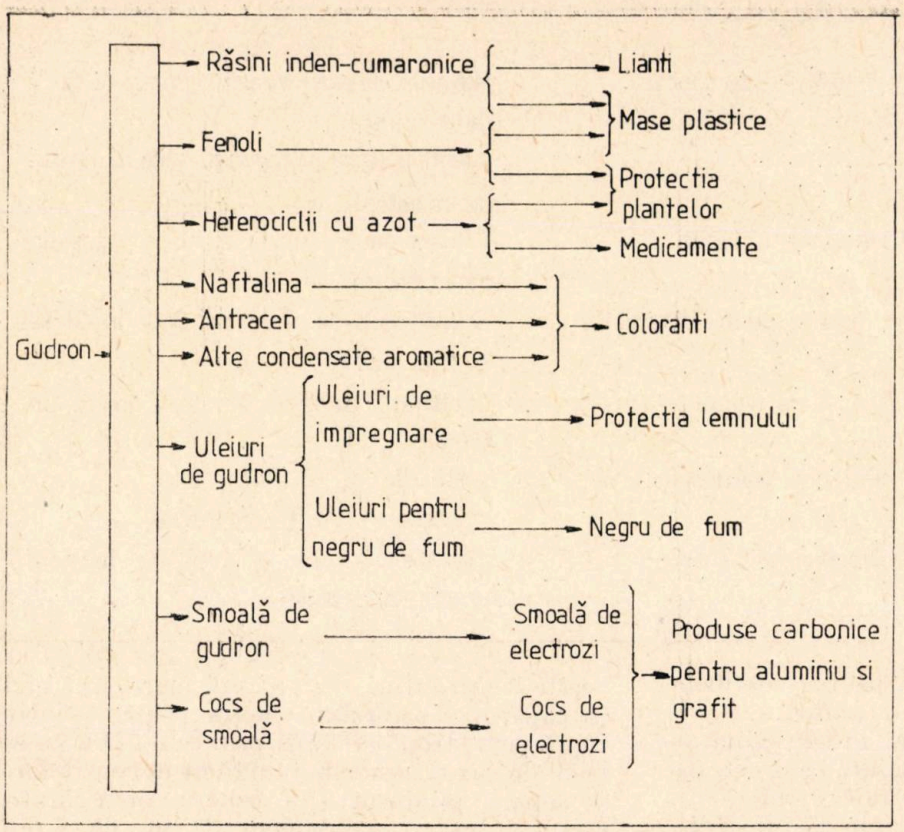


Fig. 19. Produse din gudronul de cocserie

pentru mai mult de un sfert din producţia mondială de negru de fum.

Un conţinut şi mai ridicat de carbon se găseşte în smoala de gudron de cocserie care este un reziduu al distilării primare a gudronului într-o cantitate de cca 50%. Caracteristicile şi folosirea ei vor fi prezentate în altă lucrare.

Gama produselor rezultate la rafinarea gudronului

În figura 19 se prezintă încă o dată gama produselor obţinute din prelucrarea gudronului de cocserie. Produsele rafinării gudronului de cocserie sînt : răşinile inden-cumaronice pentru lianţi şi mase plastice ; fenolii pentru mase plastice termorigide şi pentru protecţia plantelor ; heterociclii cu azot pentru mijloacele de protecţie a plantelor şi a medicamentelor ; hidrocarburile aromatice condensate, ca de exemplu : naftalina, antracenul şi alte cîteva aromatice ciclice cu trei-patru inele folosite la sinteza coloranţilor textili şi a pigmenţilor precum şi ca agent redox pentru descompunerea lemnului la celuloză ; uleiurile de gudron aromatice ca : ulei de impregnare pentru protecţia lemnului şi ca produs intermediar pentru fabricarea negrului de fum, utilizate ca umplutură şi de culcare pentru anvelopele auto, alte articole de cauciuc, vopsele de tipar şi lacuri ; smoala şi cocsul de smoală etc., folosite pentru anozii de carbon la producerea aluminiului şi a electrozilor de grafit utilizaţi în cuptoarele electrice cu arc pentru producerea oţelului.

Ing. Paulina Rozolimo
ICEM
și ing. R. Ancuț
Combinatul metalurgic Tulcea

Plasma în producerea ferocromului

CZ : 533.9 ; 669.168

De la începutul anilor 1970 au avut loc mai multe realizări inovatoare în metalurgia bazată pe utilizarea plasmei. În Suedia, cercetările în acest scop au fost inițiate de către SKF Steel Engineering, care a conceput și a realizat un grup de procedee bazate pe tehnologia cu plasmă (fig. 1). Trei dintre aceste procedee au ajuns la un stadiu comercial. *Procedeul Plasmared* pentru producerea buretelui de fier se aplică la scară industrială continuă încă din anul 1981. În 1984 a fost dată în exploatare instalația Plasmadust pentru recuperarea metalelor din deșeuri.

Procedeul Plasmachrome, conceput în scopul producerii ferocromului, prezintă numeroase avantaje în comparație cu metoda clasică și anume : utilizarea măruntului de cromit, care reprezintă un enorm surplus al minereului de crom; înlocuirea în cea mai mare parte a cocsului cu cărbune ; recuperările avansate ale cromului pe seama creșterii bazicității zgurei pînă la >1,1 prin utilizarea varului ; scăderea conținutului de sulf în produs și reducerea costurilor de investiții.

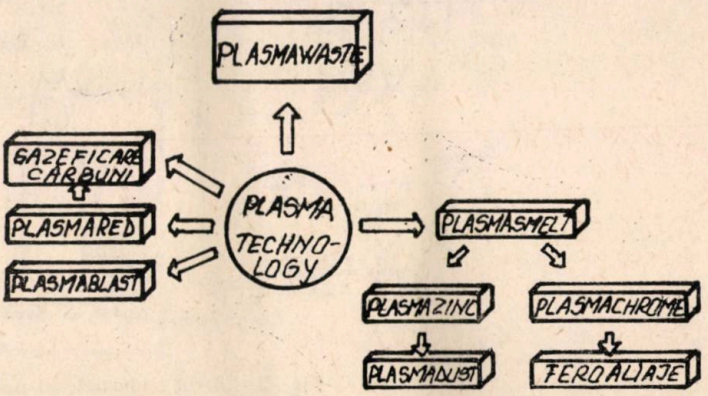


Fig. 1. Utilizările industriale ale tehnologiei cu plasmă dezvoltate de către SKF Steel Engineering

În 1984 SKF Steel Engineering a început proiectarea instalației Plasmachrome în localitatea Malmö din sudul Suediei. Pentru uzina Plasmachrome din Malmö —prima din lume — a fost amenajat portul de la Swede Harbour. Instalația este proiectată pentru o capacitate de producție de 78 000 tone ferocrom/an (ceea ce reprezintă 4% din producția mondială și 80% din producția Suediei) și 400 GWh/an, cu o forță de muncă de 110 persoane.

Procedeul este conceput pentru a produce ferocrom cu un conținut ridicat de carbon din toate tipurile de cromit, incluzînd concentrate, minereuri friabile și mărunt de minereu de crom.

Uzina cuprinde : o secție de preparare a materialelor — minereu, cărbune, cocs și fondanți ; două cuptoare cu cuvă; opt generatoare de plasmă ; un sistem de epurare a gazelor ; echipamente de evacuare și turnare a metalului și un sistem de separare a zgurei. Fluxul tehnologic al procedeului Plasmachrome este prezentat în figura 2.

Materialele preparate și pregătite sînt transportate din depozit cu ajutorul benzilor către buncăre, unde sînt depozitate temporar. Buncărele sînt prevăzute cu alimentatoare și cu sisteme de cîntărire care asigură dozarea corectă a cromitului și a cărbunelui.

Cromitul, cărbunele, fondanții și materialele recirculate sînt transportate la dezintegratoare în scopul măcinării, amestecării și uscării. Produsul este transportat pneumatic, cu ajutorul gazului de uscare, la filtre unde materialul solid, avînd granulația <3 mm, este colectat și transportat către distribuitoarele de la cuptor în scopul injectării lui în arzătoarele cu plasmă.

Cocsul și calcarul sînt transportate de la buncăre la un uscător și apoi, cu ajutorul unei benzi, la gura cuptorului.

Concentratul sau măruntul de minereu de crom este injectat împreună cu praful de cărbune direct în cuva cuptorului.

Cuva cuptorului este complet încărcată cu cocs, formînd o cameră de reacție rezistentă la temperatură, în care oxizii sînt reduși instantaneu. Cuptorul este proiectat ca o manta sudată etanș, căptușită în interior cu cărămidă refractară și răcită cu apă. Generatoarele de plasmă, patru unități de 6 MW, sînt conectate la cuptor prin intermediul unor arzătoare răcite cu apă. Cuptorul este prevăzut cu un ori-

ficiu de evacuare pentru ferocrom și zgură sub nivelul arzătorului.

Principalele reacții care au loc sînt :

$$Cr_2O_3 + 3C \rightarrow 2\,Cr + 3\,CO$$

$$FeO + C \rightarrow Fe + CO$$

$$FeO + CO \rightarrow Fe + CO_2$$

$$C + CO_2 \rightarrow 2\,CO$$

Schema zonei de reacție este prezentată în figura 3.

Zona de reacție din interiorul coloanei de cocs se formează datorită presiunii dinamice a gazelor care ies din arzătoarele cu plasmă și a gazelor rezultate din reacția de topire reducătoare. Zona de reacție constă dintr-o cavitate și din cocsul din jur, pînă la o adîncime de 150—250 mm. Cocsul este unul dintre puținele materiale cu o conductivitate redusă la căldură, care poate suporta temperatura ridicată din zona de reacție. Aceasta duce la obținerea unei temperaturi a peretelui cavității similare cu cea a gazului. Cavitatea poate fi considerată ca un corp negru aproape perfect, iar radiația puternică tinde să egaleze temperatura în interiorul zonei de reacție. Astfel, suprafața cocsului contribuie activ la transferul de căldură. Stratul de cocs acționează ca protector al pereților refractari împotriva căldurii.

Reducerea Cr_2O_3 și FeO la FeCr necesită o mare cantitate de căldură. Energia termică necesară este furnizată de plasmă, care are temperatura de cca 4 000°C. Ea este obținută în generatoarele de plasmă. Pentru a asigura utilizarea optimă a volumului cuptorului, arzătoarele și generatoarele de plasmă sînt așezate simetric în jurul părții inferioare a cuvei. Fiecare sistem generator de plasmă este prevăzut cu un circuit întrerupător de înaltă tensiune,

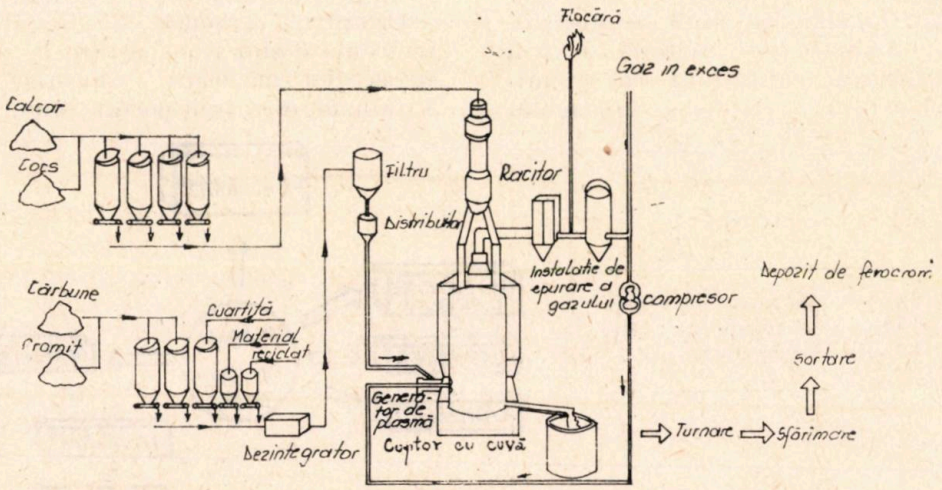


Fig. 2. Fluxul tehnologic al procedeului Plasmachrome

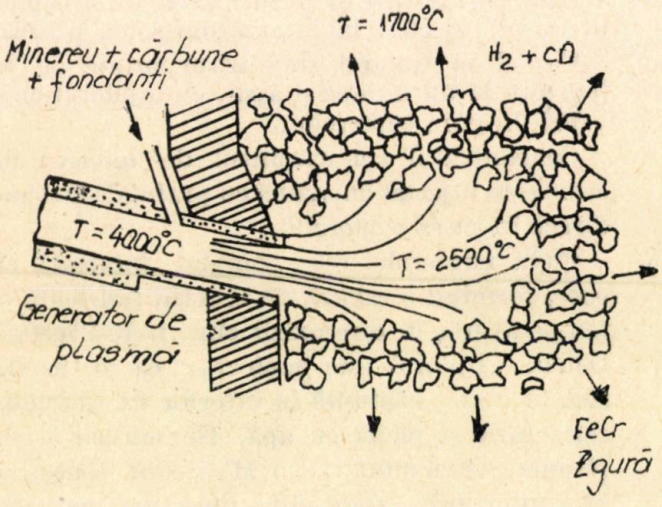


Fig. 3. Schema zonei de reacție

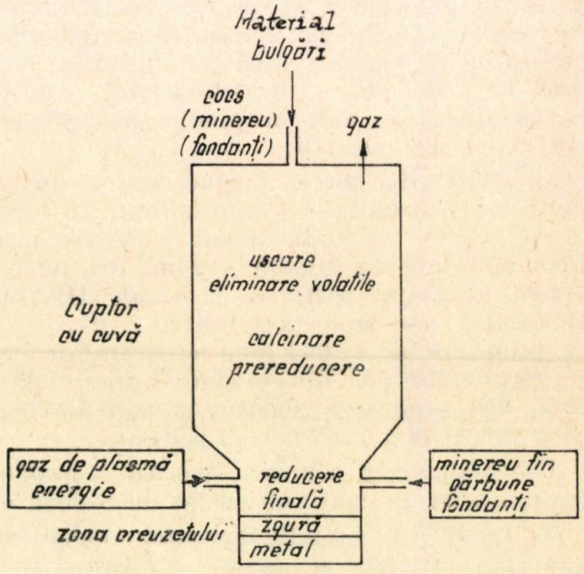


Fig. 4. Reprezentarea schematică a procedeului Plasmachrome

un transformator trifazic, un redresor cu tiristori, o bobină de reactanţă, un deconector şi un echipament de pornire.

Sistemul de răcire pentru generatoarele de plasmă este un sistem cu apă deionizată la presiune înaltă, dotat cu un schimbător de căldură.

Un cazan recuperator este conectat la conducta de gaz fierbinte, amplasată după fiecare cuptor, în vederea răcirii gazului rezultat din proces şi a recuperării căldurii. După răcitor este amplasat un colector de praf pentru epurarea gazului. Praful din colector este apoi recirculat. De asemenea, este necesară şi răcirea cuptorului cu cuvă şi a arzătoarelor, căldura fiind recuperată.

Ferocromul şi zgura obţinute ca produse de reacţie sînt colectate în zona inferioară a cuvei. De aici sînt evacuate la intervale regulate de timp.

Gazul rezultat, format în principal din CO şi H_2, părăseşte cuptorul prin partea superioară a acestuia, avînd o temperatură de aproximativ 1 200°C. După răcire şi epurare, acest gaz poate fi folosit în uzină pentru uscarea materiilor prime sau în afara uzinei drept combustibil.

Cocsul consumat asigură surplusul de energie care îmbunătăţeşte reducerea.

Partea superioară a cuvei este prevăzută cu buncăre etanşe pentru cocs, ceea ce permite desfăşurarea procesului sub presiune; gazele rezultate din proces pot fi astfel presurizate, aşa cum se impune pentru epurarea şi folosirea lor ulterioară.

Pentru o tonă de ferocrom cu un conţinut de crom de 52—58% se estimează următoarele consumuri specifice:

cromit — 2 100 — 2 400 kg/t;
cărbune — 400—500 kg/t;
cocs — 150—250 kg/t;
fondanţi — 200—300 kg/t.

Energia electrică utilizată în generatoarele de plasmă este de 3 800—4 500 kWh, iar energia recuperată din gazele evacuate şi apa de răcire este de 4 500—5 500 kWh.

În cadrul procedeului Plasmachrome s-a elaborat un model termochimic bazat pe abordarea echilibrului şi care ia în considerare bilanţul de materiale şi bilanţul termic pentru zona cuvei şi de topire a cuptorului. Modelul a fost întrebuinţat pentru studierea efectului diferitelor tipuri de adaosuri de materiale la performanţa procesului.

În figura 4 este prezentată o schemă a procesului prin prisma modelului conceput. Cuptorul poate fi împărţit în două zone: zona cuvei şi zona de topire. În zona cuvei are loc o mişcare în contracurent a cocsului şi a gazului, care are ca rezultat un schimb bun de căldură între gaz şi fazele solide. De asemenea, în cuvă are loc eliminarea tuturor materialelor volatile şi chiar gazificarea cocsului într-o măsură limitată. În cazurile în care minereurile şi fondanţii sînt încărcaţi împreună cu cocsul sub formă de bulgări au loc reacţiile de uscare, calcinare şi prereducere în zona cuvei. Reducerea finală are loc în zona de topire.

În cadrul modelului s-au făcut următoarele ipoteze:

— materialele de şarjă sînt într-o formă fizică acceptabilă, luîndu-se în considerare numai efectele chimice;

— modelul nu ia în considerare gradienţii de temperatură din zona de topire, întrebuinţînd o temperatură medie caracteristică pentru calculele de echilibru;

— distribuţia diferitelor elemente între metal, zgură şi fazele gazoase se determină în condiţiile de echilibru.

Modelul a fost pus în funcţiune ca un sistem de ecuaţii algebrice liniare. Pentru rezolvarea acestor ecuaţii a fost adoptată metoda de factorizare a lui Crout. S-a realizat un program de aplicare scris în Fortran — 77 şi realizat pe un computer Nord — 500.

Pentru aplicarea modelului sînt necesare următoarele date de intrare:

Datele procesului:

— compoziţia chimică a tuturor materialelor încărcăturii;
— energia electrică furnizată de generatorul de plasmă;
— eficienţa generatorului de plasmă;
— presiunea de lucru în zona de topire;
— pierderile de căldură din cuvă şi din zonele de topire;
— bazicitatea zgurei;
— intrările auxiliare.

Datele termodinamice:

— datele activităţii diferitelor elemente din topitura metalică şi zgura lichidă;
— entalpiile de reacţie;
— valorile coeficientului de interacţiune;
— căldurile specifice ale substanţelor condensate şi gazoase la diferite temperaturi.

Prin întrebuinţarea datelor de mai sus, modelul termochimic preconizează următoarele:

— cantităţile de material intrat;
— cantitatea şi compoziţia feroaliajului;
— cantitatea şi compoziţia zgurei;
— cantitatea şi compoziţia gazului.

Caracteristicile materialelor utilizate:

Compoziţia chimică a cromitului, %: Cr_{total} = 27, 37; Cr_2O_3 = 40,0; Fe_{total} = 17,34; Fe_2O_3 = 7,0; SiO_2 = 6,0; Al_2O_3 = 13,0; P = = 0,01; S = 0,02; Na_2O = 0,01; K_2O = 0,01; umiditate = 2,0.

Analiza tehnică a cocsului, %: C_{fix} = 88,0; materii volatile = 2,3; cenuşă = 9,7; umiditate = 0,0.

Analiza tehnică a cărbunelui, %: C_{fix} = 56,0; materii volatile = 33,8; cenuşă = 10,2; umiditate = 0,0.

Tabelul 1

Datele preconizate de modelul matematic și datele instalației model la scară

Parametrii	Datele preconizate de modelul matematic	Datele instalației model la scară
Minereu de crom, kg/t	1 994	2 235
Cocs, kg/t	164	172
Cărbune, kg/t	391	402
Cuarțită, kg/t	202	179
Var, kg/t	50	49
Productivitate, t/h	5,46	5,2
Cantitate de zgură, kg/t	946	1 041
Debit de gaz, Nm^3/t	2 262	2 307
Consum de energie, kWh/t	5 112	4 940
Compoziția chimică a aliajului, % :		
Cr	54,6	54,0
Si	1,64	0,5—3,0
C	8,3	6,0—8,5
S	0,005	—
P	0,048	—
Compoziția chimică a zgurei, % :		
CaO	7,5	5,0
MgO	27,8	28,0
SiO_2	34,2	32,0
Al_2O_3	30,2	29,0
Na_2O	0,065	—
K_2O	0,182	—
S	0,55	—
$FeO + Cr_2O_3$	0,01	6,0

Compoziția chimică a cuarțitei, % : $SiO_2 = 99,3$; $CaO = 0,02$; $Al_2O_3 = 0,3$; $Fe_2O_3 = 0,09$; $MgO = 0,0$.

Compoziția chimică a varului, % : $CaO = 94,5$; $MgO = 1,0$; $SiO_2 = 1,9$; $Al_2O_3 = 0,83$; $Fe_2O_3 = 0,57$.

În tabelul 1 sînt prezentate datele preconizate de modelul matematic și datele instalației model la scară.

Diferențele care apar se datorează abaterilor de la echilibru care se întîlnesc de obicei în practică.

În procesul Plasmachrome, cocsul sub formă de bulgări se încarcă pe la partea superioară a cuptorului cu cuvă și toate celelalte adaosuri se fac de obicei sub formă de granule fine în zona de topire. Totuși, procesul are flexibilitatea de a accepta diferite adaosuri de materiale. De exemplu, bulgării de var și de cromit pot fi adăugați într-o măsură limitată împreună cu cocsul. Acest model a fost întrebuințat pentru a evalua efectul modificărilor ipotetice în practică, pornind de la diferte adaosuri pe la partea superioară a cuptorului.

Efectul variațiilor de adaosuri de materiale este prezentat în tabelul 2.

Tabelul 2

Efectul variațiilor de adaosuri de materiale

Numărul șarjei	Tipul de material adăugat pe la partea superioară	Productivitatea, t/h	Consumul specific de energie, kWh/t
1	numai cocs	5,46	5 112
2	cocs + var	5,52	5 055
3	cocs + var + + cuarțită	5,69	4 905
4	cocs + 10 % cromit	6,0	4 649

Din tabel se observă că, în cazul în care adaosul pe la partea superioară a cuptorului include cocs și întreaga cantitate de var cerută de proces, modelul preconizează o creștere a productivității cu 1,1 % și o scădere de 1,11 % a consumului specific de energie. Atunci cînd adaosul pe la partea superioară a cuptorului include și cuarțită, modelul indică o creștere a productivității de 4,2 %, urmată de o scădere similară a consumului specific de energie. Adaosul de bulgări de cromit într-o cantitate de pînă la 10 % duce la o creștere a productivității de aproximativ 9 %. Aceste cifre arată flexibilitatea procesului, care în schimb permite optimizarea schemelor de adaos de materiale, depinzînd de natura materialelor alese.

În prezent, este în curs de dezvoltare un procedeu Plasmachrome modificat pentru producerea feromanganului carburat.

BIBLIOGRAFIE

[1] Herlitz, H., G., Santén, S. : *Production experience with plasma technology in metallurgical processing.* In : Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 8, 1985.

[2] Skogberg, J., Santén, S. : *Applications industrielles de la technique du plasma développée par SKF. Plasmachrome et Plasmadust.* În : Revue de Mélallurgie, Franța, nr. 8—9, 1986.

[3] Eriksson, S., Skogberg, J. : *Industrial applications of SKF Steel Engineering plasma technology.* În : Steel Times International, Anglia, nr. 1, 1986.

[4] Srinivasan, N., Santén, S., Staffanson, L : *Plasmachrome process for ferochrome production — thermochemical modelling and application to process data.* In : Steel Research, S.U.A., nr. 4, 1987.

Ing. A. Dijmărescu şi dr. ing. A. Urseanu
Combinatul siderurgic Reşiţa
şi dr. ing. D. Truşculescu
Filiala ICEM Timişoara

Cinetica procesului de desulfurare a fontei

CZ : 669.162.267.6

Sulful înrăutăţeşte o serie de proprietăţi importante ale oţelului, accelerînd procesul de coroziune şi micşorînd rezilienţa; accentuează tendinţa de formare a crăpăturilor la cald şi contribuie la diminuarea proprietăţilor electrice ale oţelului.

Rezolvarea problemei scăderii conţinutului de sulf în metale necesită cercetări asupra procesului de desulfurare, asupra găsirii unor tehnologii care, cu costuri minime, să realizeze o fontă cu proporţie minimă de sulf.

În lucrare se studiază influenţa oxidului de magneziu asupra procesului de desulfurare a fontei, comparativ cu desulfurarea realizată de oxidul de calciu.

Cinetica procesului de desulfurare

Transferul sulfului din fontă în zgură este de natură electrochimică şi poate fi descris cu ajutorul următoarelor relaţii :

$$[S] + 2e^- \leftrightarrows (S)^{-2} \qquad (1)$$

Cei doi electroni sînt furnizaţi de procesul invers al transferului de oxigen :

$$(O)^{-2} \leftrightarrows [O] + 2e^- \qquad (2)$$

Astfel, suma celor două reacţii va fi :

$$[S] + (O)^{-2} \leftrightarrows (S)^{-2} + [O] \qquad (3)$$

pentru care entalpia liberă de reacţie este :

$$G = -2{,}3\ RT \lg K =$$

$$= -2{,}3\ RT \frac{\lg a_{(S)^{-2}} \cdot a_{[O]}}{a_{[O]^{-2}} \cdot f_{[S]} \cdot [S]} \qquad (4)$$

iar pentru o zgură cu aceeaşi compoziţie, unde $a_{(O)^{-2}}$ este constantă, rezultă :

$$\lg a_{[O]} = -\lg \frac{a_{(S)^{-2}}}{f_{[S]} \cdot [S]} - \frac{G}{2{,}3\ RT} + \lg a_{(O)^{-2}} =$$

$$= -\lg \frac{a_{(S)^{-2}}}{f_{[S]} \cdot [S]} + \text{constanta} \qquad (5)$$

Rezultă că sulful şi oxigenul se găsesc într-o stare parţială de echilibru deşi nu s-a atins încă starea echilibrului de dezoxidare.

În mod schematic, procesul de desulfurare ar putea avea loc în trei etape :

● *Etapa I.* Această etapă are loc numai la începutul procesului de desulfurare şi numai atunci cînd conţinutul de sulf este ridicat în fontă (topitură) şi foarte mic în zgură.

Această stare de neechilibru accelerează trecerea sulfului din fontă în zgură, producînd concomitent, conform relaţiei (2), o reoxidare a fontei.

Pentru realizarea echilibrului de transfer al oxigenului între zgură şi metal trebuie să crească conţinuturile de Mn şi Fe din zgură :

$$[Fe] \leftrightarrows (Fe)^{+2} + {}^{+}2e^- \qquad (6)$$

$$(Mn) \leftrightarrows (Mn)^{+2} + {}^{+}2e^- \qquad (7)$$

Prin cele două reacţii se pun în libertate electronii care în final vor produce o frînare a procesului.

Dezoxidarea prin alte elemente, de exemplu siliciul, nu are loc destul de repede, deoarece conţinutul acestuia este prea mic sau are loc un transfer prea puternic de oxigen.

● *Etapa a II-a.* În această etapă potenţialul de oxigen al zgurei este mai mic decît cel din etapa I, datorită atît unei dezoxidări mai bune cît şi unui transfer mai încetinit al sulfului.

Aici, procesul de difuzie a sulfului şi a oxigenului în straturile de zgură este hotărîtor în ceea ce priveşte viteza procesului care depinde de viteza procesului de dezoxidare conform relaţiilor :

$$[O] + \frac{1}{2}[Si] \leftrightarrows \frac{1}{2}(SiO_2) \qquad (8)$$

$$[O] + [C] \leftrightarrows \{CO\} \qquad (9)$$

● *Etapa a III-a.* În cadrul acestei etape activitatea oxigenului în fontă este stabilită de echilibrul dintre C şi O. Starea finală poate fi uşor atinsă dacă conţinutul de siliciu în fontă este mai mare decît conţinutul de siliciu al stării de echilibru Si—O C—SiO_2.

Saturaţia în oxigen depinde de activitatea dioxidului de siliciu, deoarece la zgurele bazice cu reactivitate mică a dioxidului de siliciu

transferul de siliciu și de oxigen este mult mai slab decît în cazul unor zgure acide.

Cinetica procesului propriu-zis

Desulfurarea cu oxidul de magneziu este prezentată în mod schematic în figura 1.

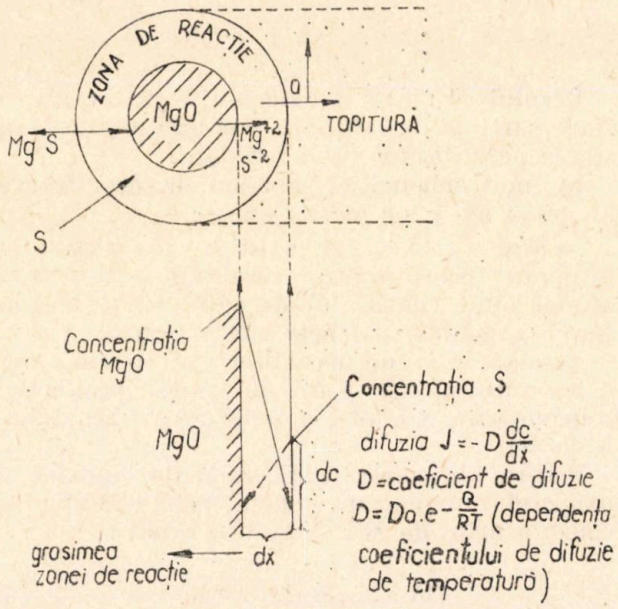


Fig. 1

Sulful dizolvat în fonta lichidă se va difuza prin intermediul zonei la limita de separație. Pe suprafața acestei zone are loc procesul de formare a sulfiților ca o reacție fazală de interfață. Ionii de sulf vor migra de la suprafața exterioară în interiorul granulei.

Conform acestui mecanism de reacție, mărimea grăuntelui de fondant ar trebui să aibă o influență deosebită, deoarece odată cu creșterea suprafeței specifice se va mări atît procesul de difuzie cît și procesul fazal de interfață. În aceste condiții, procesul de difuzie în topitură se va reduce ca durată.

După acest mecanism de reacție granulația particulelor va avea o influență deosebită, deoarece odată cu creșterea suprafeței specifice atît procesul de difuzie cît și reacțiile fazale vor crește. Deci, se poate arăta că suprafața specifică a calciului este mai mare decît cea a magneziului, rezultînd că procesul de difuzie, în prezența magneziului, va avea loc în condiții mai avantajoase față de cele ale calciului.

Unii specialiști susțin că, odată cu creșterea conținutului de Al_2O_3 și a bazicității zgurei, efectul oxidului de magneziu este mai mic decît cel al oxidului de calciu.

O importanță deosebită în procesul de desulfurare o reprezintă proporționalitatea vitezelor de desulfurare și a suprafețelor specifice de reacție între faza metalică și zgură. Aceasta înseamnă că, la condiții de trecere egale, desulfurarea poate fi accelerată prin mărirea suprafeței specifice de reacție.

La stabilirea vitezei specifice de desulfurare, x, se ia în considerare influența suprafeței limită de fază specifică a fontei, raportîndu-se valoarea lui K_D la această suprafață. Astfel, rezultă o valoare independentă de cantitatea de zgură și fontă, precum și de geometria furnalului :

$$x = K_d \cdot \frac{M}{F} [\text{g.cm}^{-2} \cdot \text{min}^{-1}] \qquad (10)$$

unde M este greutatea fontei, iar F — suprafața de reacție, cm^2.

În general, din literatura de specialitate nu s-a putut găsi o influență a difuzării sulfului în afara stratului limită asupra desfășurării în timp a desulfurării. Practic, trasportul de masă poate avea un rol important în interiorul stratului de zgură în stare de repaus sau slab agitat, așa încît apropierea la echilibru poate fi întreruptă. Astfel, desulfurarea fontei, în stare de repaus în creuzet, este foarte mică din cauza suprafeței limită de fază relativ mică, dar și din cauza căilor de difuzie lungi la straturile mari de zgură.

În furnal, principala reacție a separării sulfului se efectuează la trecerea în picături a fontei prin stratul de zgură în creuzet.

În acest caz, picăturile se desulfurează, într-un timp relativ scurt, din cauza suprafeței limită foarte mari. Această suprafață limită, așa de importantă pentru procesul de desulfurare, nu poate fi influențată aproape deloc.

După descărcarea comună a zgurei și a fontei se pot obține efecte suplimentare de desulfurare, deoarece, în acest caz, se realizează o fază de turbulență, o amestecare mai intensă ducînd la o creștere a suprafețelor limită de fază.

Repartizarea sulfului între fierul bogat în carbon și zgurele bazice are loc conform unei reacții de ordinul I :

$$\frac{d[S]}{dt} = K_s \qquad (11)$$

Luînd în considerare resulfurarea, rezultă :

$$\frac{d[S]}{dt} = K_D \cdot [S] - K_R(S) \qquad (12)$$

iar după atingerea echilibrului va fi :

$$\frac{d[S]}{dt} = 0 \qquad (13)$$

Dacă ecuația (10) descrie suficient de precis desfășurarea în timp a reacției pînă la echilibru, atunci sînt valabile pentru starea de echilibru următoarele relații :

$$K_D [S_E] = K_R \cdot (S_E) \qquad (14)$$

$$\frac{[S_E]}{(S_E)} = \frac{K_R}{K_D} = \frac{1}{\gamma} \qquad (15)$$

unde : K_D este coeficientul de viteză la desulfurare, min^{-1};

K_R — coeficientul de viteză la resulfurare, min^{-1};

$[S_E]$; (S_E) — conținutul de sulf în fontă și zgură la echilibru.

Pe lîngă concentrațiile de zgură și de metal — sulf, date, coeficientul de viteză K_D constituie caracteristica numerică pentru trecerea sulfului. Acest coeficient de viteză este numai condiționat constant, adică legea reacției de ordinul I nu este valabilă ca o regulă pentru întreaga desfășurare a reacției de desulfurare. Din această cauză valorile $\frac{K_D}{K_R}$ stabilite se abat într-o măsură mai mare sau mai mică de la rezultatele care se pot obține din relația de echilibru $\frac{(S_E)}{[S_E]}$.

Rezultă că toate valorile sînt valabile numai pentru un anumit interval de timp din cadrul reacției totale.

Considerații privind activitatea MgO, a Al_2O_3 și a bazicității zgurei

Preluarea sulfului de către zgură

Pentru descrierea trecerii sulfului din metal în zgură, se enumeră următoarele reacții :

$$[S] + (CaO) \rightarrow (CaS) + [O] \qquad (16)$$

$$K_{\text{fontă-zgură}} = \frac{a_{(CaS)} \cdot a_{[O]}}{a_{(CaO)} \cdot a_{[S]}} = \qquad (17)$$

$$= \frac{f_{(CaS)}(CaS) \cdot f_{[O]} \cdot [O]}{f_{(CaO)} \cdot (CaO) \cdot f_{[S]} \cdot [S]} \qquad (18)$$

Această enumerare ține seamă de configurația ionică a zgurelor. Astfel, se poate explica transferul sulfului ca factor de schimb între oxigen și ionii de sulf :

$$[S] + (O)^{-2} \leftrightarrows (S)^{-2} + [O] \qquad (3)$$

$$K_{\text{fontă-zgură}} = \frac{a_{(S)^{-2}} \cdot a_{[O]}}{a_{(O)^{-2}} \cdot f_{[S]} \cdot [S]} \qquad (19)$$

respectiv :

$$\frac{f_{(S)^{-2}} \cdot (S)^{-2}}{f_{[O]^{-2}} \cdot (O)^{-2}} \cdot \frac{f_{[O]} \cdot [O]}{f_{[S]} \cdot [S]} \qquad (20)$$

Conform constantei de echilibru (14), capacitatea de prelucrare a sulfului de către zgură este proporțională cu activitatea ionilor de oxigen al căror conținut depinde direct de conținutul de SiO_2 al zgurei.

La temperaturi și bazicități joase, atomii de siliciu vor fi legați sub formă de Si—S—Si iar odată cu creșterea conținutului de oxigen se vor forma legături de forma SiO_2^{4-}.

Legăturile de Si—O—Si pot fi întrerupte de Ca^{+2}; Mg^{+2}; Fe^{+2} etc., creîndu-se condiții pentru apariția ionilor liberi de oxigen. Astfel, zgura se situează încă în domeniul acid.

Dacă compușii Ca^{+2}, Mg^{+2} și Fe^{+2} se găsesc în proporție mai mare se formează structura SiO_4 apărînd ionii liberi de oxigen $(O)^{-2}$. Aceste zgure se găsesc în domeniul bazic.

Capacitatea de preluare a sulfului de către zgure crește odată cu mărirea activității fondantului.

Zgurele de furnal conțin, pe lîngă CaO și SiO_2 în proporții destul de ridicate, și MgO și Al_2O_3.

În tabelul 1 este prezentată compoziția chimică medie a unor zgure de furnal reprezentate în funcție de variația conținutului de MgO.

Tabelul 1

Compoziția chimică medie a unor zgure de furnal, %

Numărul probelor	CaO / SiO_2	Media			
		Al_2O_3	MgO	CaO	SiO_2
10 probe	1,29	11,15	2,58	47,20	36,71
10 probe	1,21	10,66	3,58	45,26	37,41
23 probe	1,21	11,08	4,36	44,87	37,21
9 probe	1,18	10,14	5,90	44,17	37,42

Pentru definirea indicelui de bazicitate a zgurei pare rațional să se utilizeze formula :

$$I_B = \frac{(CaO) + \alpha(MgO)}{(SiO_2) + \beta(Al_2O_3)} \qquad (21)$$

unde α reprezintă efectul MgO în comparație cu cel al CaO, iar β reprezintă efectul Al_2O_3 comparativ cu cel al SiO_2.

În general, pentru factorii α și β se atribuie valori egale. Acești factori sînt de fapt funcții ale compoziției chimice ale zgurelor.

În ipoteza cînd $\alpha = 1$, înseamnă că efectul MgO este identic cu cel al CaO.

După opinia unor cercetători, pentru zgure acide, factorul de schimb va avea valoarea de $\frac{56}{40} = 1{,}4$. La bazicitatea 1,0, valoarea lui $\alpha = 1{,}0$, iar în cazul unor bazicități mai ridicate, valoarea lui α scade pînă la 0,6.

După unele date din literatură, pentru valori sub 1 % ale MgO valoarea lui $\alpha = 0$ iar pentru conținutul ridicat de MgO $\alpha \cong 1$ sau mai mare.

Influența Al_2O_3 este cu mult mai mică decît cea a MgO. Valoarea lui β este cuprinsă între $\pm 0{,}3$.

Concluzii

Sulful influențează tensiunea superficială a compusului fier-carbon. Astfel, fonta cu conținut mărit de sulf în domeniile furnalului, situate mai sus de gurile de vînt, se descompune mai ușor în picături mărunte (la coborîrea ten-

siunii superficiale a fontei se micşorează forţa de coeziune) ; la trecerea prin stratul de zgură din creuzet, picăturile fac un contact mai bun cu aceasta, ceea ce determină trecerea mai completă a sulfului din fontă şi zgură.

La diminuarea conţinutului de sulf în fontă ca rezultat al procesului de desulfurare, la trecerea prin stratul de zgură creşte tensiunea superficială a fontei, ceea ce uşurează reunirea picăturilor de fontă şi separarea lor de zgură.

Procesul de desulfurare a fontei are loc mai ales la trecerea picăturilor de fontă prin stratul de zgură inferioară, a cărei cantitate este stabilită de cota la care este gura de zgură şi de nivelul fontei lichide care se află în creuzet.

O importanţă hotărîtoare în procesul de desulfurare a fontei o au bazicitatea, viscozitatea şi temperatura zgurei. Creşterea temperaturii şi reducerea viscozităţii zgurei şi a fontei favorizează accelerarea proceselor schimbului de masă şi de căldură şi apropierea sistemului metal-zgură de condiţiile de echilibru.

Atunci cînd creşte bazicitatea zgurei prin înlocuirea parţială a calcarului cu dolomită, se măreşte potenţialul termodinamic al procesului de desulfurare a fontei şi se reduce viscozitatea care favorizează o mai bună utilizare a acestui potenţial.

REVISTA REVISTELOR

Fonderie—Fondeur d'aujourd'hui, Franţa, nr. 65, 1987

Automatizare şi flexibilitate la turnătoria Novex, p. 5 — Oală tampon de fontă încălzită cu propan, p. 14 — Caracterizarea stării suprafeţei pieselor turnate, p. 19 — Turnarea sub presiune. Studiu comparativ între mai multe întreprinderi, p. 20 — Aliaje de zinc: experimentarea unui sistem de insuflare directă, p. 21 — Recuperarea termică a nisipurilor legate cu răşini sintetice, p. 23.

Fonderie—Fondeur d'aujourd'hui, Franţa, nr. 66, 1987

Împroşcarea cu alice, p. 11 — Rolul atmosferei în reacţia dintre aliajele lichide de aluminiu şi materialele refractare, p. 25 — Îmbătrînirea răşinilor, p . 30 — Reglarea debitului de aer la cubilou, p. 40.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franţa, nr. 2, 1987

Sondaje verticale în peretele furnalului nr. 4 de la uzina de la Dunkerque, p. 83 — Recuperarea gazelor de oţelărie la Societatea Sollac. Îmbunătăţiri şi rezultate, p. 95 — Solicitări termomecanice care apar în căptuşelile refractare ale convertizoarelor cu oxigen, p. 101— Criterii de alegere a produselor refractare pentru căptuşeala oalelor pentru oţel, p. 109 — Siderurgia franceză şi defectul zero, p. 123 — Utilizarea încercării la încovoiere în trei puncte pentru studiul fenomenelor de aderenţă a unui polimer pe un metal, p. 127 — Îmbunătăţirea comportării la oboseală a ansamblurilor sudate, p. 135—Protecţia jeturilor de turnare şi curăţarea lingotierelor cu gaz carbonic, p. 147.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franţa, nr. 6, 1987

Granulometria aglomeratului: caracterizare pe baza legii Rosin-Rammler. Previziuni, p. 429 — Agitarea electromagnetică la turnarea continuă şi segregarea oţelurilor dure, p. 443 — Metode puse la punct la societatea Sacilor—Energie—Mediu pentru experimentarea arzătoarelor industriale, p. 453 — Analiza metalului lichid, p. 461 — Influenţa elementelor reziduale asupra deformării de trefilare a oţelurilor supermoi, p. 471 — Detectarea defectelor de suprafaţă pe semifabricatele calde cu ajutorul curenţilor Foucault, p. 483 — Desulfurarea în oală a fontei la uzina de la Luleå, p. 487 — Extragerea căldurii la turnarea continuă a bramelor subţiri. Metodă pusă la punct la societatea Kawasaki Steel, p. 499.

Fonderie—Fondeur d'aujourd'hui, Franţa, nr. 68, 1987

Analiza termică directă şi diferenţială a fontelor, p. 11 — Mijloace de dozare utilizate în atelierele de sablare. Verificare şi control — p. 19 — Analiza termică a aliajelor cuproase, p. 22 — Calculul structurilor la CTIF, p. 29 — Rigiditatea formelor de turnare pentru piesele turnate din fontă cu grafit nodular, p. 33.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 19, 1987

Politica de cercetare a guvernului federal, p. 863 — Baze metalurgice ale tratamentului în vid al topiturilor de oţel, p. 867 — 30 de ani de utilizare a procedeului RH de tratare în vid, p. 875 — Primele rezultate de exploatare ale unui cuptor-oală de topit pentru diferite greutăţi de şarje, p. 881 — Experienţa de exploatare cu un cuptor de topit de 180 t, p. 884 — Antrenarea zgurei la turnarea secvenţială a oţelului; detectarea preliminară şi rezultatele metalurgice, p. 889 — Dezvoltarea oţelurilor de construcţie microaliate turnate continuu, pentru utilizarea la piesele forjate destinate automobilelor, p. 905.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 20, 1987

Laminarea termomecanică asistată de calculator, la laminoarele de tablă groasă, p. 921 — Privire asupra stadiului de dezvoltare a controlului computerizat al funcţionării cuptorului, p. 927 — Influenţa răcirii secundare asupra bombării şi calităţii interne a bramelor, p. 939 — Experienţa de exploatare cu procedeul Thermocoil, la fabricarea oţelului beton de rezistenţă superioară, p. 947 — Modificarea comportării la rezistenţă şi tenacitate a oţelurilor de construcţie, ca urmare a deformării la rece, p. 952.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 21, 1987

Împachetarea, depozitarea şi transportul produselor plate laminate la rece, p. 867 — Stadiul tehnicii de galvanizare prin imersie la cald, p. 973 — Utilizarea integrată a sistemelor de automatizare CAD/CAM, la fabricarea profilelor din oţel laminat, p. 980 — Bilanţul energetic la funcţionarea presei cu excentric pentru deformarea tablei, p. 987 — Sudarea în gaz inert a oţelului-nichel X8Ni9 tenace la rece cu metal avînd aceeaşi compoziţie, p. 993.

Prof. dr. ing. N. Popescu,
conf. dr. ing. A. Aloman și
dr. ing. Mihaiela Isac
Institutul politehnic București

Considerații privind termodinamica și mecanismul îmbătrînirii deformaționale

(Lucrare de sinteză)

CZ : 539.389.3

În sens larg, prin *îmbătrînire* se înțelege modificarea structurii și a proprietăților materialelor în timpul exploatării sau al depozitării îndelungate.

Procesul de îmbătrînire are loc în materiale cu energie internă mărită în cursul unei prelucrări anterioare. Aceste materiale se găsesc într-o stare nestabilă (metastabilă) și tind spontan să treacă într-o stare mai stabilă.

În materialele metalice îmbătrînirea este legată de *descompunerea soluției solide suprasaturate*, determinată de solubilitatea limitată a componenților dizolvați în metalul de bază și de scăderea acestei solubilități odată cu micșorarea temperaturii. Îmbătrînirea are loc, de obicei, după mai multe mecanisme succesive sau simultane. Principalii parametri care determină mecanismul și viteza de îmbătrînire sînt temperatura și concentrația soluției solide. Modificarea unuia din parametri duce adesea la schimbarea mecanismului de îmbătrînire. Inițiind un anumit mecanism de îmbătrînire predominant, se pot obține structuri și proprietăți deosebite. De exemplu, dispersarea structurii la descompunerea celulară a soluției solide suprasaturate se poate utiliza pentru micșorarea grăuntelui.

În general, îmbătrînirea provoacă modificarea dimensiunilor pieselor, creșterea rezistenței mecanice și a forței coercitive, scăderea plasticității, tenacității și a rezistivității. Rezistența la coroziune a materialului, de obicei, scade și depinde de proprietățile fazei precipitate.

Tratamentul termic de îmbătrînire prealabilă a materialelor se recomandă pentru asigurarea stabilității proprietăților și a dimensiunilor pieselor în timpul exploatării.

Trebuie să se precizeze principalii termeni privind îmbătrînirea.

În funcție de tratamentul sau de prelucrarea care precede îmbătrînirea, se disting două tipuri de îmbătrîniri :

îmbătrînirea termică sau naturală (după călirea de punere în soluție la temperatură obișnuită) ;

îmbătrînirea deformațională sau artificială (după deformarea plastică la rece sau la cald la temperatură superioară).

Îmbătrînire deformațională poate fi :

— îmbătrînirea deformațională statică, atunci cînd îmbătrînirea are loc după terminarea deformării plastice ;

— îmbătrînirea deformațională dinamică, atunci cînd îmbătrînirea are loc în timpul deformării plastice.

În general, prin îmbătrînire deformațională (ID) se înțelege modificarea în timp a proprietăților aliajelor după deformarea plastică la rece sau la cald. Cele mai importante efecte ale îmbătrînirii deformaționale sînt durificarea și fragilizarea. Dacă aceste efecte se observă după deformarea plastică, *îmbătrînirea* se numește statică iar dacă se observă în timpul deformării, îmbătrînirea se numește dinamică.

Modificarea proprietăților aliajului la îmbătrînirea deformațională are loc numai dacă se introduc în aliaj dislocații proaspete — un anumit număr — prin deformare plastică și dacă concentrația atomilor de impurități care pot efectiv să interacționeze cu aceste dislocații este de peste 1 ppm.

Prin urmare, îmbătrînirea deformațională se bazează pe interacțiunea atomilor de impurități cu dislocații introduse de deformarea plastică.

Ca rezultat al acestei interacțiuni se modifică distribuția atomilor de impurități în volumul aliajului după îmbătrînirea deformațională, în comparație cu distribuția imediat după deformarea plastică.

După îmbătrînirea deformațională atomii de impurități se distribuie, în principal, pe dislocațiile introduse de deformarea plastică.

Deoarece procesul de îmbătrînire deformațională este spontan acesta trebuie să fie însoțit de scăderea energiei libere. La deformarea plastică, energia liberă a aliajului ΔF_{def} crește pe seama creșterii energiei interne ΔE :

$$\Delta F_{def} = \Delta E_{def} - T \cdot \Delta S_{def} = \Delta E_{def} - T\,(\Delta S_{con} - \Delta S_{vibr}) \qquad (1)$$

unde variația entropiei ΔS_{def} este suma vibrațiilor entropiei configurationale ΔS_{con} și vibrațională ΔS_{vibr}.

Întrucît deformarea plastică provoacă creșterea dezordinii, crește și entropia aliajului. Dacă ΔF_{def} în ecuația (1) este pozitivă înseamnă că influența dislocațiilor introduse de deformarea plastică asupra entropiei este mică în comparație cu influența lor asupra energiei interne.

Scăderea energiei libere la îmbătrînirea deformațională este determinată de micșorarea

energiei interne deoarece la îmbătrînire entropia configurațională scade pentru că în locul unei distribuții statistice uniforme a impurităților în soluția solidă dinainte de îmbătrînirea deformațională se stabilește o anumită ordine în distribuția acestor impurități.

Această ordine se datorește structurii de dislocații a matricei deformate. Cu cît este mai mare ordinea în distribuția dislocațiilor, cu atît scade mai mult entropia configurațională. Micșorarea entropiei de vibrații la îmbătrînire este legată de creșterea frecvenței medii a oscilațiilor termice ale rețelei cristaline. Cu cît este mai mică creșterea entropiei de vibrații la deformare, cu atît scade mai puțin la îmbătrînire. Structura de dislocații care determină o blocare reciprocă a dislocațiilor influențează gradul de micșorare a entropiei de vibrații la îmbătrînire.

Micșorarea energiei interne la îmbătrînirea deformațională este determinată de micșorarea energiei deformărilor rețelei cristaline a matricei prin trecerea atomilor dizolvați în regiunea cu dislocații și prin micșorarea, în felul acesta, a energiei dislocațiilor.

În anumite condiții, variația entropiei de configurații și mai ales a entropiei de vibrații la îmbătrînirea deformațională pot influența puternic distribuția impurităților de-a lungul liniei de dislocație și față de nucleul dislocației. Influența entropiei asupra acestei distribuții este cu atît mai puternică cu cît energia de interacțiune a impurităților cu dislocația este mai mică.

Particularitățile variației energiei interne și a entropiei la îmbătrînirea deformațională au importanță teoretică și practică deoarece distribuția impurităților pe dislocații are o influență hotărîtoare asupra variației proprietăților în procesul de îmbătrînire.

Micșorarea energiei de deformare a rețelei cristaline a matricei prin aglomerarea impurităților la dislocații nu este însoțită de formarea unor suprafețe de separare și, cel puțin în primele stadii ale îmbătrînirii deformaționale, nu este necesară apariția germenilor de dimensiune critică.

Variația energiei libere la formarea segregațiilor impurităților pe dislocații este deosebită față de cazul germinării omogene a unei faze noi cu structura cristalină diferită de cea a matricei (fig. 1).

În cazul segregațiilor pe dislocații, parametrul r este proporțional cu numărul de atomi de impurități care s-au difuzat pe unitatea de lungime a liniei dislocației.

Se observă, din cele trei curbe din figura 1, că în cazul îmbătrînirii deformaționale, cînd are loc numai formarea segregațiilor pe dislocații, lipsește bariera energetică de germinare și, ca urmare, acest proces se poate desfășura în condițiile unei suprasaturări foarte mici a soluției solide, care, în cazul îmbătrînirii după călire, furnizează o forță motrice insuficientă pentru germinare.

Pentru a examina mecanismul îmbătrînirii deformaționale a oțelului ca pe un mecanism de interacțiune a impurităților interstițiale cu dislocațiile, se consideră că:

— un număr necesar și suficient de atomi ai impurităților se află imediat după deformare în poziții interstițiale normale;

— un număr necesar de atomi ai impurităților nu suferă interacțiune cu alte defecte ale rețelei cristaline în afară de dislocații;

— dislocațiile introduse de deformarea plastică sînt uniform distribuite în volumul oțelului și sînt izolate unele de altele, neexistînd o interacțiune între dislocații;

— temperatura la care se analizează mecanismul dă o energie mai mică a oscilațiilor

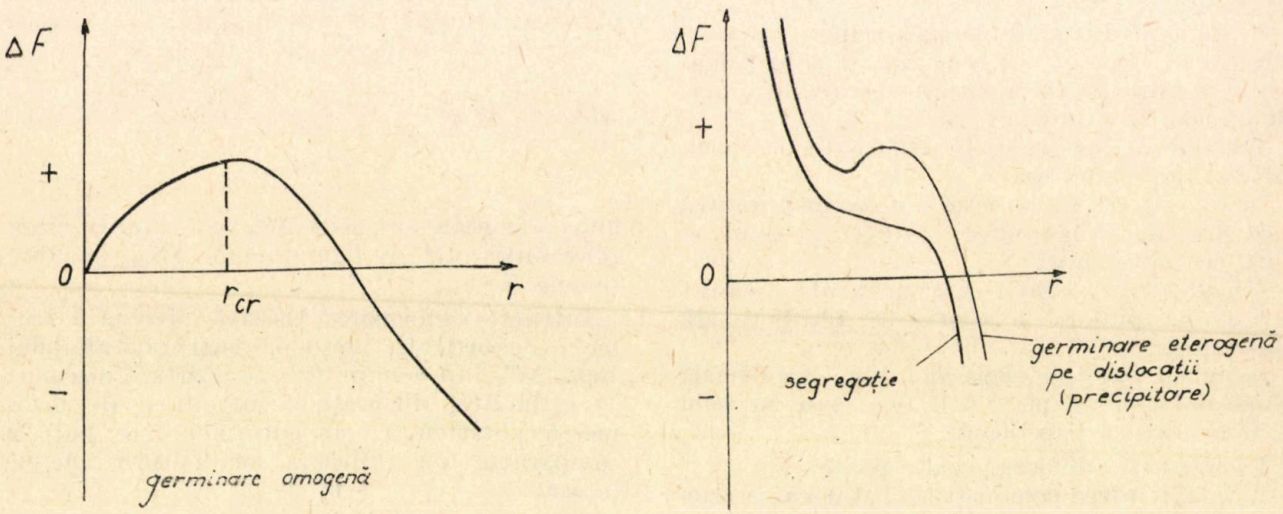


Fig. 1. Variația energiei libere în funcție de raza germenului fazei noi în cazul germinării omogene, germinării eterogene pe dislocații și al segregației pe dislocații

termice ale rețelei comparativ cu energia de interacțiune a atomului impurității dizolvate, cu dislocații.

În general, atomii dizolvați și dislocațiile pot interacționa în următoarele moduri : elastic, electric, chimic și geometric.

Interacțiunea electrică apare deoarece atomii de carbon și azot se pot găsi în stare ionizată în soluție solidă iar în regiunea dislocației există o modificare a densității gazului electronic datorită deformării rețelei cristaline ; dislocația poate fi considerată ca un dipol electric care creează un cîmp electrostatic în cristal.

Pentru a se obține o interacțiune chimică importantă, este necesară descompunerea dislocațiilor cu formarea defectelor de împachetare. Acest proces se observă adesea în metale cu rețea cristalină CVC, în special în Feα.

Interacțiunea geometrică este legată de prezența dislocațiilor în soluții solide, ordonate, substituționale și nu se examinează pentru oțelurile obișnuite.

Cea mai puternică interacțiune în oțeluri este interacțiunea elastică. La dizolvarea unui atom străin, rețeaua cristalină a metalului de bază se deformează, lucrul mecanic necesar pentru această deformare fiind Wo ; pentru ca un atom de impuritate să se amplaseze în regiunea unei dislocații este necesar un lucru mecanic $W_1 < W_0$; diferența $W_0 - W_1$ dă energia de interacțiune V a atomului dizolvat, cu cîmpul de tensiuni al dislocației.

La trecerea de la soluția solidă de substituție la soluția solidă interstițială, W_0 crește, mai ales pentru metalele CVC, iar lucrul mecanic W_1 se micșorează ; prin urmare, energia interacțiunii elastice, $W_0 - W_1$, dintre atomii impurităților interstițiale și dislocații este mai mare în Feα.

Energia de interacțiune elastică dintre un atom interstițial dizolvat și o dislocație marginală pozitivă are expresia :

$$V = \frac{A \sin \alpha}{\gamma + \rho} \qquad (2)$$

unde γ și α sînt coordonatele polare ale atomului dizolvat (originea axelor de coordonate se află în centrul dislocației), ρ este lărgimea dislocației, iar A este un parametru care depinde de constantele elastice, de variația volumului rețelei cristaline provocată de atomul interstițial și de vectorul Burgers al dislocației. În cazul carbonului și azotului dizolvate în fierul α se poate considera $A \approx 10^{-25}$ N cm^2 (3.10^{-20} dyn cm^2).

Din relația (2) rezultă că energia de interacțiune V scade odată cu îndepărtarea de centrul dislocației.

Energia maximă de interacțiune a atomilor de carbon și azot cu dislocațiile în Feα este cuprinsă între valorile 0,3 și 1 eV ; lărgimea dislocațiilor ρ este de cîțiva angströmi.

Cînd atomul de impuritate interstițială intră în cîmpul de tensiune al dislocației, mișcarea lui termică haotică se transformă într-o mișcare dirijată spre centrul dislocației, sub acțiunea forțelor radiale și tangențiale.

Viteza driftului atomului se exprimă cu relațiile :

$$\bar{V}_r = -\frac{D}{kT}\frac{\partial V}{\partial r} \qquad (3)$$

$$\bar{V}\alpha = -\frac{D}{kT}\frac{\partial V}{r\partial \alpha} \qquad (3, a)$$

unde $\frac{\partial V}{\partial r}$ și $\frac{\partial V}{r\partial \alpha}$ sînt componentele radiale și tangențiale ale forței rezultate care acționează asupra atomului dizolvat ; D — coeficientul de difuzie ; T — temperatura absolută ; k — constanta lui Boltzmann.

Din relațiile (3) și (3,a) rezultă că mișcarea atomului dizolvat spre centrul dislocației nu este o mișcare simplă centripetă. Liniile izoenergetice $\frac{\sin \alpha}{\gamma + \rho} = \text{constant}$ formează o familie de cercuri care trec prin centrul dislocației, iar liniile de forță care determină mișcarea atomilor interstițiali spre dislocație formează tot o familie de cercuri ortogonale pe primele $\frac{\cos \alpha}{r + \rho} = \text{constant}$. Deci, migrația dirijată a atomilor dizolvați spre dislocații are loc după linii circulare și este o mișcare accelerată.

Trebuie subliniat faptul că, după datele din literatura de specialitate, în mecanismul de îmbătrînire deformațională participă, în principal, dislocațiile marginale. Participarea dislocațiilor elicoidale este de cîteva ori mai redusă.

Energia de activare a procesului de îmbătrînire deformațională este foarte apropiată de energia de activare a difuziei impurităților interstițiale — carbon și azot — în fierul α. Migrarea atomilor de carbon și azot din pozițiile interstițiale normale spre dislocații la îmbătrînirea deformațională este demonstrată de micșorarea înălțimii maximului — picului — de 40°C (pic Snoek), pe curba de frecare internă $Q^{-1} = f(T)$, în procesul menținerii fierului și oțelului după deformarea plastică. Micșorarea rezistivității la îmbătrînire deformațională, constatată experimental, a confirmat calculele teoretice care au arătat că aglomerarea atomilor de carbon și azot la dislocații trebuie să provoace scăderea rezistivității în comparație cu distribuția lor haotică, uniformă în matrice. De aglomerarea impurităților interstițiale în regiunea dislocației este legată apariția picului de 200°C (pic Koster) pe curba de frecare internă. Mărirea amplitudinii deformării după

care frecarea internă devine dependentă de amplitudine, micșorarea lungimii segmentelor de dislocații și micșorarea împrăștierii energiei la măsurarea frecării interne în domeniul dependent de amplitudine sînt o dovadă a segregației impurităților pe dislocații, ceea ce micșorează mobilitatea acestora. S-a verificat experimental că, dacă impuritățile interstițiale difuzează spre dislocații, în procesul de îmbătrînire deformațională are loc o micșorare a volumului metalului.

Măsurarea frecării interne este cea mai sensibilă metodă de studiere a primelor stadii ale acestei îmbătrîniri.

Aglomerarea atomilor de carbon și azot în regiunea dislocației duce la creșterea tensiunii necesare pentru începerea alunecării, provocînd durificarea oțelului. Creșterea tensiunii inițiale este legată de faptul că desprinderea dislocației chiar de un singur atom de impuritate, aflat în poziția legăturii maxime cu dislocația, necesită cheltuirea unei energii suplimentare, egală cu lucrul mecanic de amplasare a atomului dat în regiunea fără dislocație. Deoarece acest lucru mecanic trebuie să se efectueze pe o distanță foarte mică — de ordinul vectorului Burgers al dislocației — iar numărul atomilor poate fi mare, rezultă că tensiunea suplimentară $\Delta\tau$ pentru desprinderea dislocațiilor este apreciabilă :

$$\Delta\tau = \frac{Vm}{b} \qquad (4)$$

unde V este energia de interacțiune elastică dintre un atom interstițial dizolvat și o dislocație marginală pozitivă — (relația (4)) ; m — densitatea dislocațiilor care se desprind simultan de atomiide impurități ; b — vectorul Burgers al dislocației.

Dacă aproape toate dislocațiile introduse de deformare sînt blocate de atomii de impurități și nu mai pot participa la procesul de alunecare, acestea vor bloca și deplasarea altor dislocații, formate în timpul solicitării mecanice după îmbătrînirea deformațională. Ca surse de dislocații noi pot servi diferitele suprafețe de separare dacă tensiunea pentru generarea lor este mai mică decît tensiunea pentru desprinderea dislocațiilor blocate de impurități.

Prin analogie cu durificarea deformațională — ecruisarea — la metalele CVC se poate scrie următoarea ecuație pentru durificarea la îmbătrînire deformațională :

$$\Delta\tau = \Delta\tau_1 + (k\,m)^{1/2} \qquad (5)$$

unde m este densitatea dislocațiilor introduse de deformare ; k — un coeficient care ține seamă de fracțiunea de dislocație care nu se blochează la solicitarea ulterioară ; $\Delta\tau_1$ se determină cu relația (4) dacă o parte însemnată m_1 din dislocațiile introduse de deformare se blochează în timpul solicitării mecanice după îmbătrînirea deformațională ($m_1 \geqslant 10^4$ cm^{-2}).

Dacă $m_1 < 10^3$ cm^{-2}, mărimea $\Delta\tau_1$ este determinată de tensiunea pentru generarea unor noi dislocații :

$$\Delta\tau_1 = \tau_g - (\tau_f + k_f\, d^{-1/2}) \qquad (6)$$

unde τ_g este tensiunea pentru generarea noilor dislocații ; $\tau_f + k_f\, d^{-1/2}$ — tensiunea pentru continuarea deformării fără îmbătrînire ; d — diametrul mediu al grăunților.

În cazul în care deformarea dinaintea îmbătrînirii are loc pe palierul de curgere, expresia din paranteză devine relația Hall-Petch pentru limita de curgere inferioară τ_c :

$$\tau_c = \tau_0 + k\, d^{-1/2} \qquad (7)$$

unde τ_0 este tensiunea necesară pentru menținerea alunecării în grăunți ; $k\, d^{-1/2}$ — tensiunea pentru transmiterea prin ștafetă a alunecării de la un grăunte la altul.

Dacă deformarea dinaintea îmbătrînirii are loc dincolo de palierul de curgere, expresia din paranteză (6) determină tensiunea de curgere pentru gradul de deformare f.

În principiu, sînt posibile diferite relații între τ_g și $(\tau_f + k_f\, d^{-1/2})$.

Dacă :

$$\tau_g \approx \tau_f + k_f\, d^{-1/2} \qquad (8)$$

rezultă pentru durificarea prin îmbătrînire deformațională că :

$$\Delta\tau \simeq (k\,m)^{-1/2} \qquad (9)$$

Acest mecanism de durificare prin îmbătrînire deformațională trebuie să depășească rezistența la deformări mari a oțelului și să provoace creșterea coeficientului și vitezei durificării deformaționale.

Efectul de fragilizare (micșorarea energiei de rupere, creșterea temperaturii de tranziție ductil-fragil etc.) al îmbătrînirii deformaționale este explicat mai puțin satisfăcător de teoriile existente. Blocarea dislocațiilor de atomi de impurități trebuie să ducă la creșterea probabilității apariției și propagării fisurilor de rupere fragilă, întrucît se micșorează posibilitatea relaxării tensiunilor elastice pe seama deformării plastice ; crește intensitatea dependenței de temperatură a limitei de curgere în comparație cu starea deformată, ceea ce, de obicei, se corelează cu creșterea tendinței la ruperea fragilă odată cu scăderea temperaturii solicitării.

Fragilitatea oțelului îmbătrînit deformațional este de obicei mai mare decît cea a oțelului de-

format și decît cea a oțelului în stare inițială, dinaintea îmbătrînirii deformaționale (de exemplu, în stare recoaptă). Blocarea dislocațiilor după recoacere trebuie să fie mai puternică decît după îmbătrînirea deformațională sau cel puțin egală. Odată cu creșterea densității dislocațiilor crește energia elastică acumulată în metal. Aceste mărimi nu pot depăși o anumită valoare critică determinată de începerea ruperii. Ținînd seamă de o anumită neuniformitate în distribuția dislocațiilor este posibil ca doar o mică deformare prealabilă să creeze în anumite regiuni o densitate critică de dislocații. Dacă la solicitarea ulterioară numai unele din ele se relaxează, formînd o fisură, atunci, datorită faptului că procesul de rupere e local, se va obține o micșorare a lucrului mecanic de germinare a fisurii. Gradul de relaxare a tensiunilor elastice prin deformare plastică la propagarea fisurii este mai mic în oțelul îmbătrînit deformațional, nu numai datorită blocării dislocațiilor de impurități dar și datorită densității mari a dislocațiilor inițiale. Rezultă că atingerea densității critice de dislocații în oțelul îmbătrînit deformațional cere o mai mică deformare suplimentară decît în oțelul în stare inițială, recoaptă.

Gradul de blocare a dislocațiilor depinde direct de concentrația impurităților aglomerate la dislocații și de distribuția lor față de nucleul dislocației și față de nodurile rețelei de dislocații.

Dacă se consideră o distribuție uniformă a impurităților de-a lungul liniei dislocației, iar distribuția lor față de nucleul dislocației depinde numai de energia de interacțiune, se poate scrie următoarea expresie pentru efortul F de desprindere a dislocațiilor de impurități :

$$F = \frac{\sum_{i=1}^{i=n} V_i}{B_n} \qquad (10)$$

unde numărătorul reprezintă suma energiilor de interacțiune dintre n atomi de impurități și o dislocație, iar B_n este distanța pe care se aplică efortul F. Odată cu creșterea numărului de atomi segregați pe dislocații, efortul F de desprindere a dislocației din atmosfera impurităților trebuie să crească.

La îmbătrînirea deformațională a oțelului poate exista mai mult de 1 atom impuritate pentru fiecare plan atomic perpendicular pe linia dislocației deoarece pentru aceasta, la o densitate de dislocații de 10^{10}—10^{11} cm^{-3}, este necesară o concentrație de carbon și azot de $1{,}2\ 10^{-4}$—$1{,}2\ 10^{-3}$ % gr.

Într-o primă aproximație se poate considera că după îmbătrînirea deformațională atomii impurităților interstițiale se distribuie statistic uniform de-a lungul liniei dislocației, formînd un șir continuu de puncte de fixare. Distanța dintre planele atomice succesive, perpendiculare pe linia dislocației se notează cu b_d ; lungimea segmentului de dislocație, adică distanța dintre punctele de fixare a dislocației de către impurități, se notează cu Ls, iar distanța dintre punctele de fixare a dislocației nedeterminate de impurități (de exemplu, distanța dintre nodurile rețelei de dislocații) se notează cu L_N. Atunci, sînt evidente inegalitățile :

$$L_N > L_s \geqslant b_d \qquad (11)$$

Odată cu creșterea gradului de deformare plastică crește atît L_N cît și L_s .

Durificarea prin îmbătrînire deformațională se poate exprima cu ajutorul relației :

$$\Delta\tau \simeq G\,b\left(\frac{1}{L_s} - \frac{1}{L_N}\right) \qquad (12)$$

unde G este modulul de elasticitate transversal, iar b vectorul Burgers al dislocației.

Acest proces provoacă creșterea densității medii a atmosferelor din jurul dislocațiilor crescînd densitatea punctelor de fixare a dislocațiilor, care determină o durificare progresivă pînă la o valoare maximă, cînd $L_s \simeq b_d$.

Datele experimentale arată că impuritățile nu se distribuie uniform de-a lungul liniilor dislocațiilor deoarece are loc o segregare preferențială spre nodurile rețelei de dislocații.

Diferitele structuri de dislocații determinate de diferitele grade de deformare, scheme de deformare și stări inițiale ale oțelului pot influența durificarea la îmbătrînire deformațională prin variația mărimii L_N. Odată cu scăderea lui L_N, scade și L_s iar durificarea se mărește. Acest efect este mai pronunțat la solicitarea oțelului îmbătrînit deformațional cu viteză mică, ceea ce oferă timpul necesar pentru redistribuirea impurităților de-a lungul liniilor dislocațiilor, determinată de încovoierea în domeniul elastic al solicitării. Pe de altă parte, pentru aceleași valori ale lui L_N, durificarea trebuie să scadă odată cu micșorarea vitezei de solicitare.

Pericolul ruperii fragile a oțelului îmbătrînit deformațional este mai mare în cazul solicitării dinamice și este influențat de tipul structurii de dislocații, de distribuția dislocațiilor, de aglomerarea dislocațiilor — potențiale micro-fisuri, de gradul de uniformitate în blocarea diferitelor sisteme de dislocații de către impurități.

Vacanțele existente în matrice pot interacționa atît cu impuritățile cît și cu dislocațiile, provocînd, în general, o micșorare a segregării impurităților pe dislocații și, ca urmare, o reducere a efectului îmbătrînirii deformaționale.

Influența microalierii cu bor sau cu bor și titan asupra structurii primare a oțelurilor cu circa 0,4%C și cu proporții mici de crom, nichel și molibden, destinate construcției de mașini

Prof. dr. ing. N. Geru
și dr. ing. Georgeta Coșmeleață
Institutul politehnic București

CZ : 669.14 ;621

Oțelurile microaliate, tratabile termic, destinate construcției de mașini sînt în atenția specialiștilor încă de la începutul deceniului VI ; în 1963 a avut loc în Marea Britanie primul congres dedicat acestei probleme.

Un prim element care s-a utilizat și se utilizează în microalierea oțelurilor tratabile termic, destinate construcției de mașini, este borul [1], [2], [3], [4], [5], [6], adăugat în proporții foarte mici (0,005—0,006 %).

Utilizarea titanului ca element de microaliere în cazul oțelurilor cu bor, tratabile termic, destinate construcției de mașini, accentuează influențele pozitive ale borului și chiar anihilează unele influențe negative asupra caracteristicilor structurale, tehnologice și de exploatare ale acestei categorii de oțeluri [7], [8].

Lucrarea are drept scop prezentarea rezultatelor privind influența microalierii lor cu bor sau cu bor și titan, asupra structurii pri-

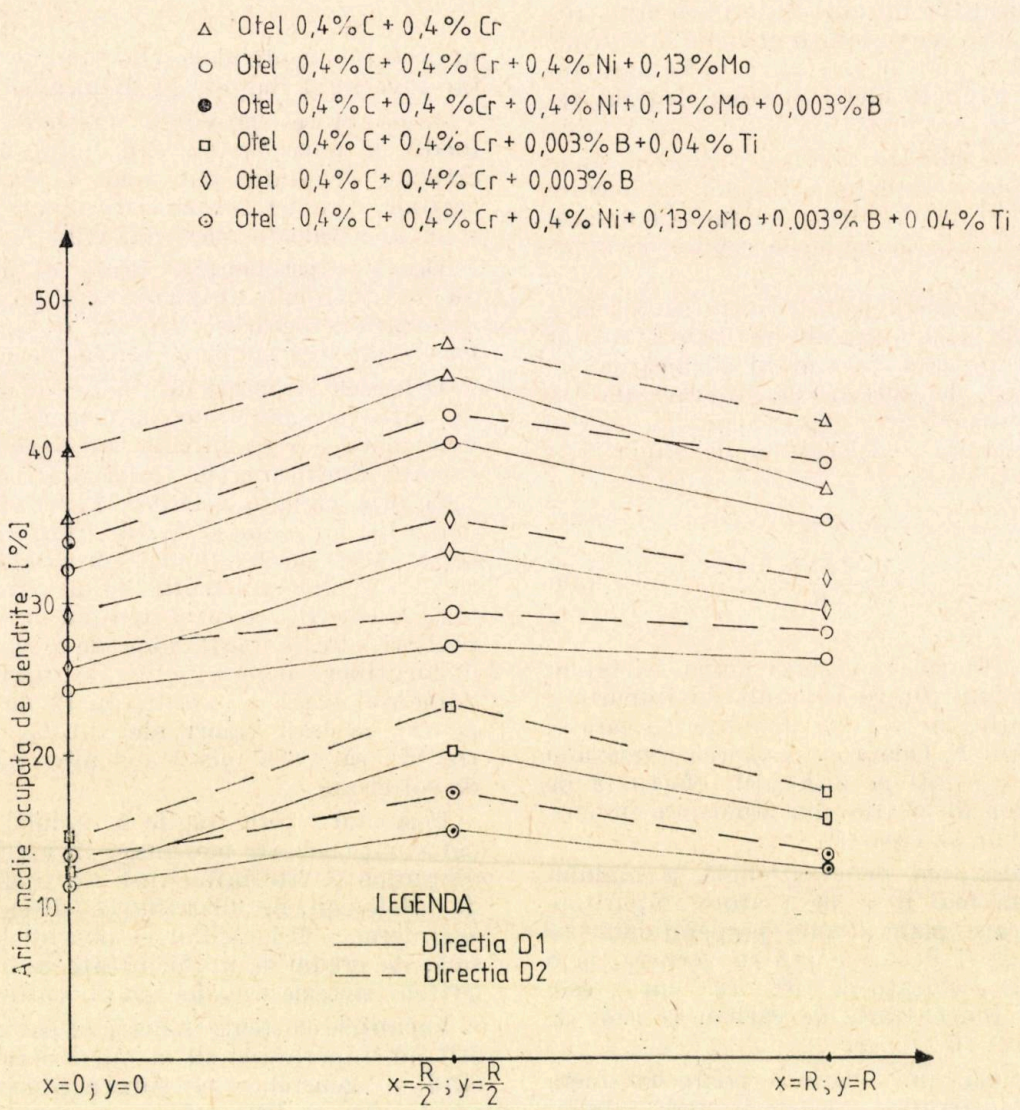


Fig. 1. Aria medie ocupată de dendrite în funcție de distanța de la suprafața lingoului

Tabelul 1

Compoziția chimică a oțelurilor microaliate cu bor sau cu bor și titan

Tipul oțelului	Compoziția chimică, %									
	C solid/lichid	Mn solid/lichid	Si solid/lichid	P solid/lichid	S solid/lichid	Cr solid/lichid	Ni solid/lichid	Mo solid/lichid	B solid/lichid	Ti solid/lichid
C—Cr	0,39/0,41	0,65/0,62	0,16/0,18	0,16/0,015	0,023/0,020	0,43/0,39	—	—	—	—
C—Cr—B	0,38/0,42	0,65/0,61	0,15/0,19	0,014/0,015	0,022/0,019	0,44/0,40	—	—	0,0029/0,0036	—
C—Cr—B—Ti	0,38/0,41	0,68/0,67	0,21/0,23	0,014/0,017	0,020/0,018	0,40/0,39	—	—	0,0028/0,003	0,042/0,039
C—Cr—Ni—Mo	0,39/0,40	0,69/0,65	0,18/0,20	0,019/0,022	0,014/0,01	0,42/0,40	0,42/0,49	0,14/0,12	—	—
C—Cr—Ni—Mo—B	0,38/0,40	0,69/0,66	0,18/0,19	0,019/0,021*	0,013/0,01	0,43/0,41	0,43/0,40	0,13/0,12	0,003/0,0029	—
C—Cr—Ni—Mo—B—Ti	0,40/0,41	0,69/0,68	0,28/0,30	0,015/0,016	0,01/0,01	0,44/0,39	0,40/0,39	0,15/0,16	0,0031/0,0030	0,041/0,04

mare a unor astfel de oțeluri, destinate construcției de mașini.

Compoziția chimică a oțelurilor care au făcut obiectul cercetărilor experimentale, este prezentată în tabelul 1.

Oțelurile elaborate într-un cuptor cu inducție de 50 kg au fost turnate în lingouri cu secțiunea pătrată de 75×75 mm.

Influența microalierii asupra dimensiunii grăunților dendritici primari s-a pus în evidență cu ajutorul analizei macroscopice pe suprafețe pregătite și cu ajutorul determinărilor cantitative la Quantimet, pe aceleași suprafețe pregătite (suprafețele probelor debitate din lingou).

Rezultatele determinărilor privind modificarea de tipul I, produsă prin microalierea cu bor sau cu bor și titan a oțelurilor de îmbunătățire (0,4%C), aliate cu mici proporții de Cr (Cr $\leqslant$ 0,5%) sau Cr ($\leqslant$ 0,5%), Ni ($\leqslant$ 0,5%) și Mo ($\leqslant$ 0,15%), sînt redate în figurile 1—4.

Din datele prezentate în tabelul 1 rezultă că, prin microalierea cu bor, se fărîmițează structura primară, se micșorează aria ocupată de dendrite, dimensiunea medie a axelor dendritelor crescînd numărul total al axelor dendritice/mm^2.

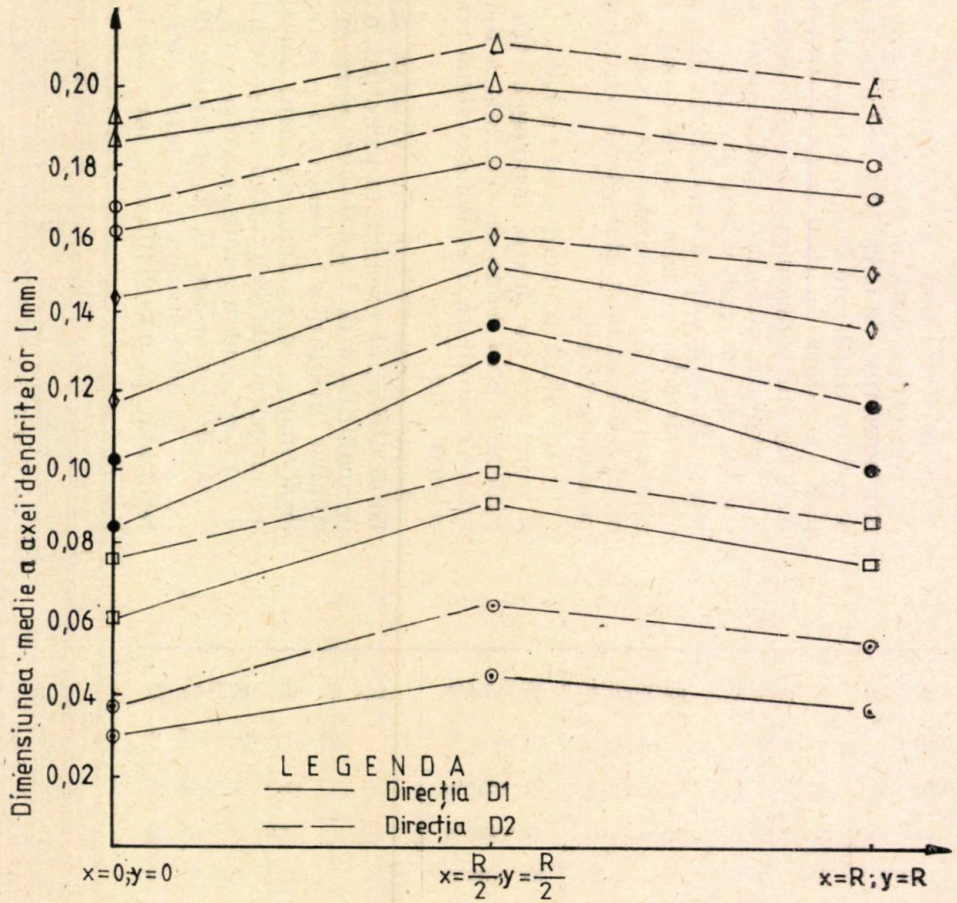
Adăugarea titanului și a borului mărește influența pozitivă a microalierii cu bor.

Microalierea cu bor sau cu bor și titan micșorează și distanța dintre axele de ordinul I și II al dendritelor, distanță considerată ca parametru structural de bază care determină proprietățile mecanice ale structurii materialului turnat și prelucrat prin deformare plastică.

Aceste date arată și că distanța ramurilor primare crește conform unei relații liniare pînă la o adîncime de circa 10 mm de la suprafața lingoului, după care începe o îngroșare mai rapidă a acestora. În cazul axelor secundare, creșterea are loc conform unei relații liniare, dar cu o intensitate mult mai mică. Acest mod de creștere are la bază viteza mai mare de degajare a căldurii după direcția ramurilor primare ale dendritelor și determină diferențe mari de concentrație a elementelor de aliere în conținutul acestora în spațiul interdendritic și cel de pe axele primare.

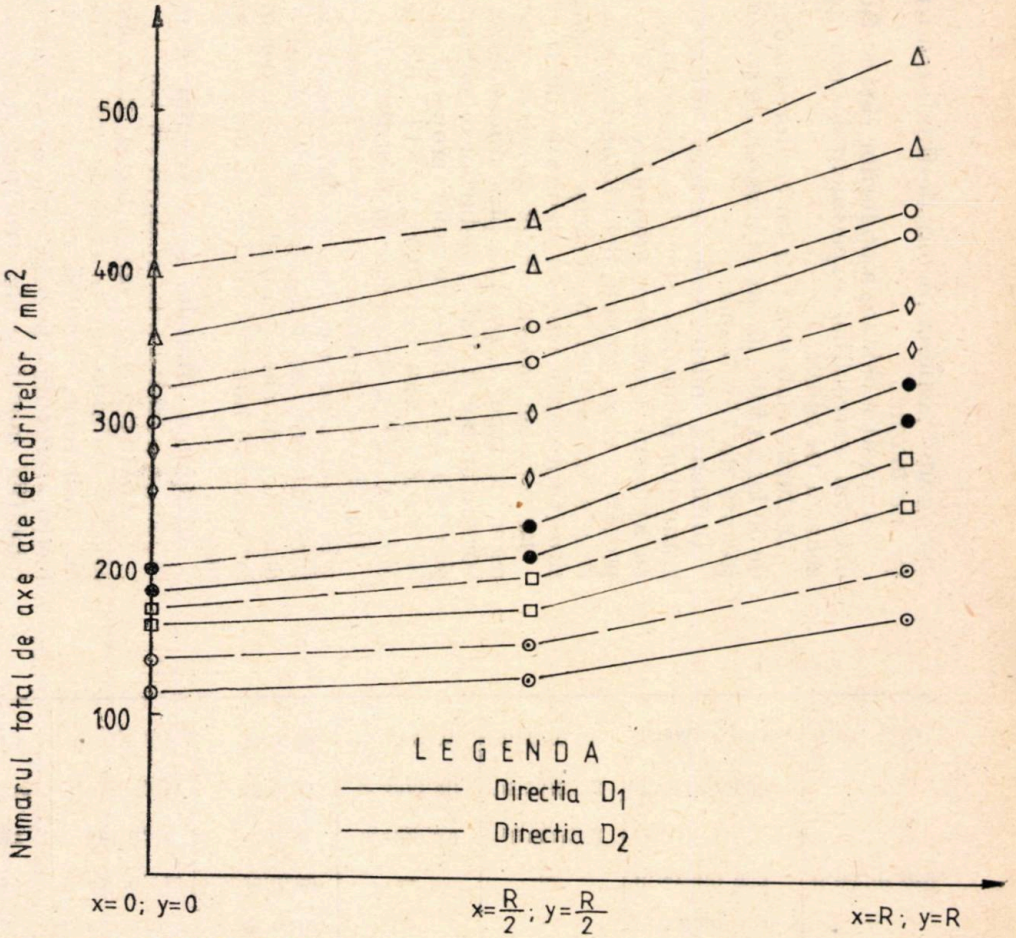
Un alt efect al microalierii cu bor sau cu bor și titan este micșorarea neomogenității macrostructurii prin reducerea sensibilă a zonei cristalelor columnare și extinderea zonei cristalelor echiaxe (fig. 5).

Aceste rezultate scot în evidență faptul că borul și titanul exercită, în principal, o acțiune de modificare de tipul I — micșorarea dimensiunilor grăunților dendritici — determinată de formarea în topitură, de către bor și titan, a unor particule greu fuzibile care, avînd un rol de suporți pentru germinarea eterogenă, măresc viteza de germinare. G. E. Balandin [9] a arătat că finețea structurii oțelurilor microaliate rezultată prin solidificare, iar dimensiunile



Δ Otel 0,4%C + 0,4%Cr
○ Otel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,4%Ni + 0,13%Mo
◊ Otel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,003%B
● Otel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,4%Ni + 0,13%Mo + 0,003%B
□ Otel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,003%B + 0,04%Ti
○ Otel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,4%Ni + 0,13%Mo + 0,003%B + 0,04%Ti

Fig. 2. Dimensiunea medie a axei dendritelor în funcție de distanța de la suprafața lingoului



○ Oțel 0,4%C + 0,4%Cr
□ Oțel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,4%Ni + 0,13%Mo
● Oțel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,003%B
◊ Oțel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,4%Ni + 0,13%Mo + 0,003%B
○ Oțel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,003%B + 0,04%Ti
Δ Oțel 0,4%C + 0,4%Cr + 0,4%Ni + 0,13%Mo + 0,003%B + 0,04%Ti

Fig. 3. Numărul total de axe ale dendritelor în funcție de distanța de la suprafața lingoului

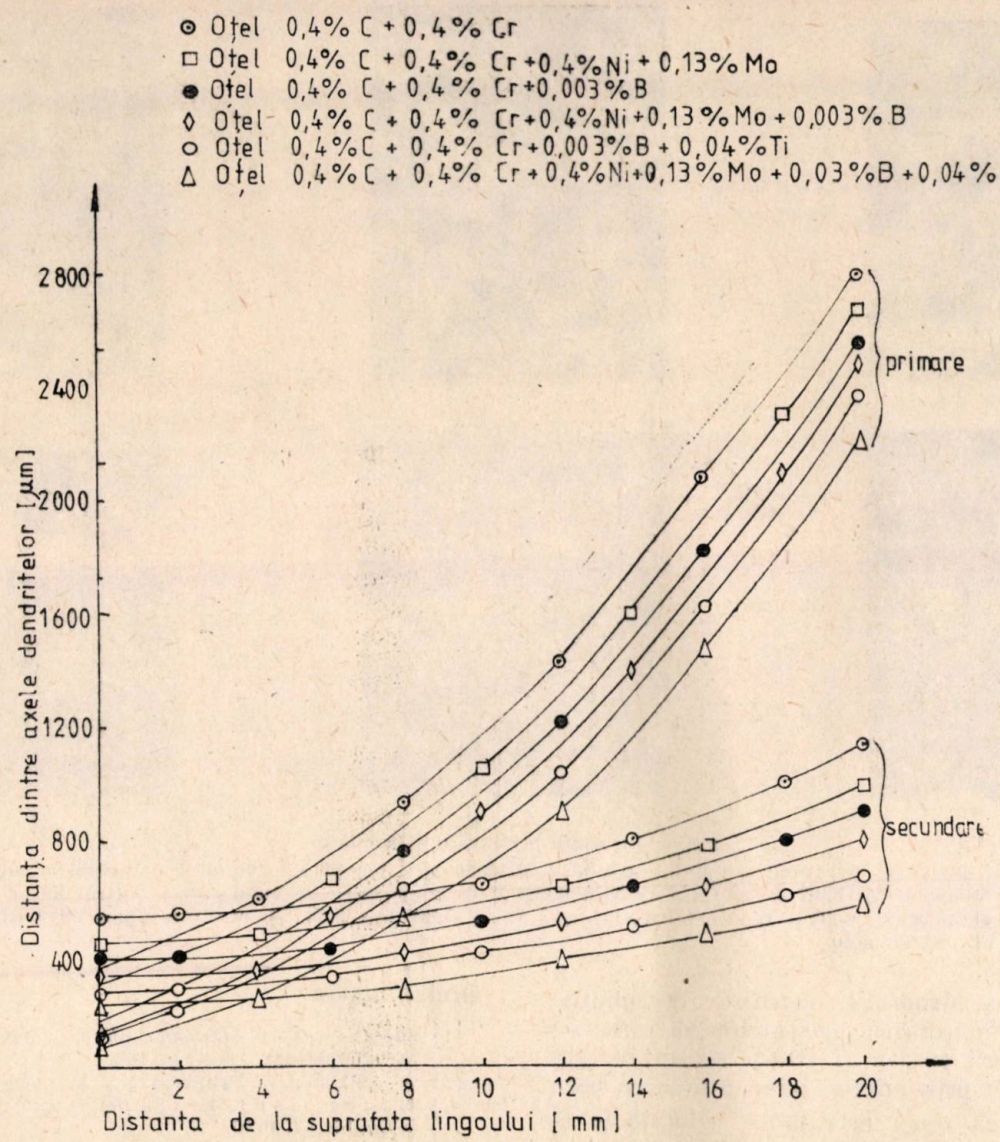


Fig. 4. Distanţa dintre ramurile primare şi secundare în funcţie de distanţa de la suprafaţa lingoului

grăuntelui dendritic d_g în lingou şi în piese turnate sînt determinate în primul rînd de viteza de germinare V_n a centrelor de cristalizare şi de viteza de creştere V_c a acestor centre, conform relaţiei :

$$d_g = h \sqrt[4]{\frac{V_c}{V_n}}$$

unde h este mărimea adimensională ($h \approx 1{,}29$ pentru germene sferic, $h \approx 1{,}092$ pentru germene cubic).

Borul sau borul şi titanul, formînd particule greu fuzibile care acţionează ca inoculanţi de germinare eterogenă şi mărind viteza de germinare V_n, micşorează valoarea lui d_g şi deci finisează structura oţelului obişnuit după solidificare. Această concluzie este în concordanţă cu rezultatele din figurile 2 şi 3 din această lucrare.

Introducerea în topitură a borului şi titanului contribuie şi la creşterea rapidă a cristalelor echiaxe în faţa frontului de solidificare precum şi la întreruperea creşterii cristalelor columnare [10]. Acest lucru duce la micşorarea zonei cristalelor columnare şi la extinderea zonei cristalelor echiaxe, concluzie confirmată şi de rezultatele obţinute în lucrare (fig. 5).

Distanţele dintre ramurile dendritelor fiind proporţionale cu dimensiunea acestora [11], rezultă şi faptul că micşorarea dimensiunii acestor ramuri duce la scăderea distanţei dintre ele ; acest proces este evidenţiat foarte clar în figura 4.

În concluzie, microalierea cu bor sau cu bor şi titan duce la :

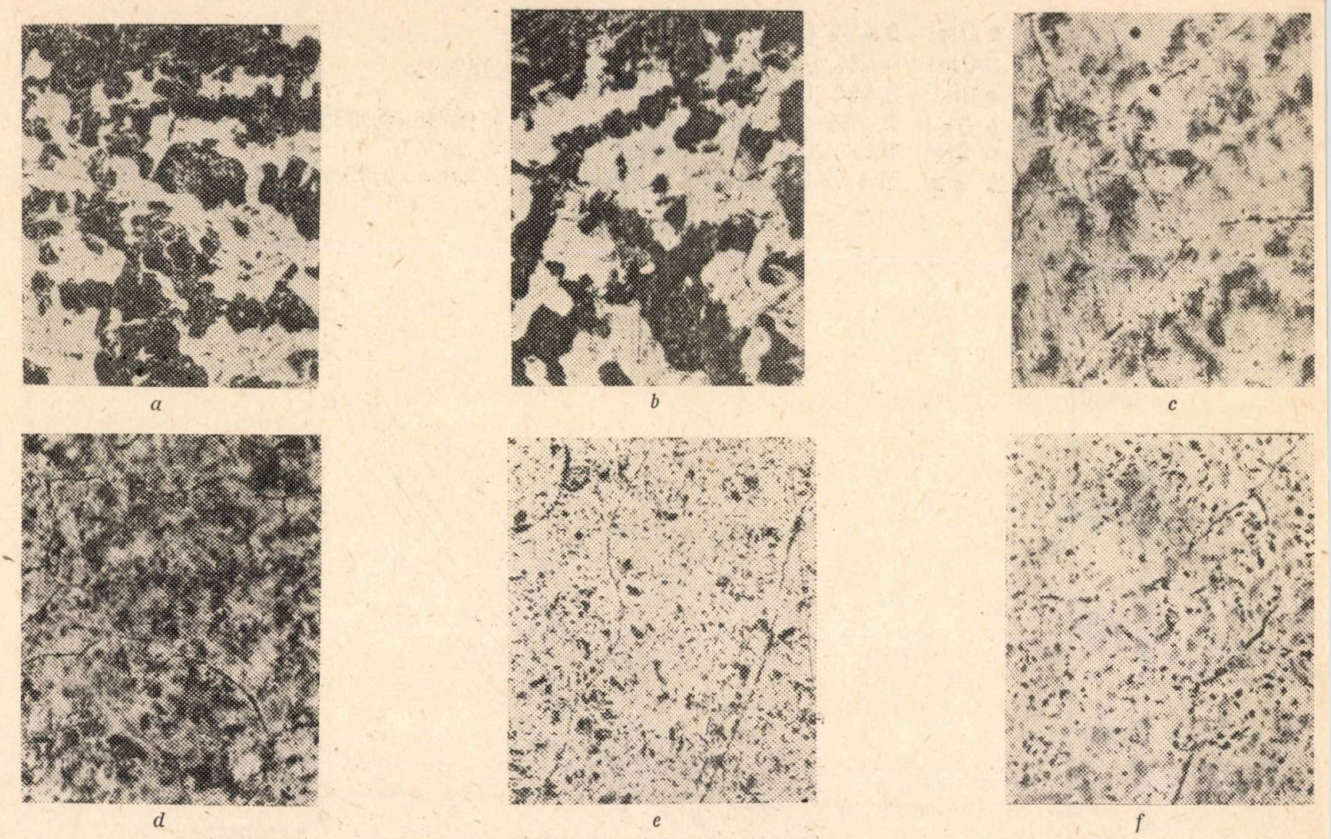


Fig. 5. Structura primară a oţelurilor :
a, *b* — oţelul cu, %; 0,4C + 0,4 Cr = 0,4 Ni + 0,13 Mo (*a* — marginea lingoului ; *b* — centrul lingoului) ;
c, *d* — oţelul cu, %; 0,4C + 0,4 Cr + 0,4 Ni + 0,003 B (*c* — marginea lingoului ; *d* — centrul lingoului) ;
e, *f* — oţelul cu %; 0,4C + 0,4 Cr + 0,4 Ni + 0,13 Mo + 0,003 B + 0,04 Ti (*e* — marginea lingoului ; *f* — centrul lingoului)

— finisarea structurii obţinute la solidificare şi la micşorarea cristalelor dendritice ; în cazul alierii cu bor şi titan structura este mai fină decît prin microalierea numai cu bor ;

— reducerea zonei cristalelor columnare şi extinderea zonei cristalelor echiaxe sînt mai accentuate în cazul microalierii cu bor şi titan faţă de microalierea numai cu bor ;

— microalierea suplimentară cu titan duce la accentuarea micşorării distanţei dintre axele primare şi secundare.

Deci, această influenţă este determinată de faptul că borul şi titanul formează particule greu fuzibile care acţionează ca inoculatori de germinare eterogenă, exercitînd o acţiune de modificare de ordinul I. Nu este exclusă nici influenţa pe care o poate exercita borul care, segregînd la limitele grăunţilor austenitici, le modifică tensiunea superficială la interfaţa topitură/germene.

BIBLIOGRAFIE

[1] Meskin, V. S. : *Osnovi leghirovaniia stali.* Moscova, Metallurghizdat, 1959, p. 165.
[2] Field, J. Metal Progress, S.U.A., august 1953, p. 78.
[3] Houdremont, E. : *Speţialnie stali.* Moscova, Metallurghizdat, 1959.
[4] Geru, N., Chircă, D., Marin, M., Bane, M., Coşmeleaţă, Georgeta, Ripoşan, I., Biolaru, Tr.: *Materiale metalice. Structură, proprietăţi utilizări.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1985, p. 265.
[5] Melloy, F. G., Russ, C. John. In : Metal Progress, S.U.A., 1966., p. 82.
[6] Goldstein, E. In : Microleghirovania stali i ciuguna, U.R.S.S., 1979, p. 60.
[7] Piatcova, L. L., Jijakina, O. D., In : Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, U.R.S.S., nr. 5, 1958, p. 27.
[8] Liahovici, I. G., Piatcova, L., L. In : Ciornaia metallurghiia, nr. 8, U.R.S.S., 1960, p. 120.
[9] Balandin, G., F. *Formirovanie kristalliceskovo stroenia otlivok.* Moscova, Maşinostroenie, 1973, p. 287.
[10] Efimov, V. A. *Turnarea şi cristalizarea oţelurilor* — traducere din limba rusă. Ed. tehnică, 1980, p. 304.
[11] Akimenko, A., D. In : Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 10, 1961. p. 29.

Ing. I. Magda și ing. G. Beder
C.C.P. Aiud

Considerații privind placarea dură prin sudare a aparatelor de încărcare pentru furnale

CZ : 669.162.267.4

La numeroase utilaje și mecanisme, durata de funcționare a pieselor depinde de proprietățile suprafețelor acestora în anumite zone, îndeosebi de rezistența la uzură. În metalurgia primară, durata de exploatare a dispozitivelor de alimentare pentru furnale depinde de rezistența la uzură a suprafețelor de etanșare con-pîlnie și a suprafețelor exterioare ale conurilor. Durata de funcționare a acestora în unele cazuri este redusă, iar înlocuirea lor este scumpă și de aceea sînt atît de justificate preocupările care au loc pe plan mondial în direcția creșterii duratei de exploatare a aparatelor de încercare. Problema nu este pe deplin rezolvată, îndeosebi în cazul exploatării la presiune înaltă.

Uzura pieselor în exploatare la furnalele cu o capacitate de pînă la 1 000 m³ apare pe suprafețele de etanșare con-pîlnie (centura de contact), pe suprafețele exterioare ale conurilor pe care cad și alunecă materialele (centura de protecție), precum și pe suprafețele adiacente la partea de sus a zonei de contact (centura intermediară) așa cum se arată în figura 1.

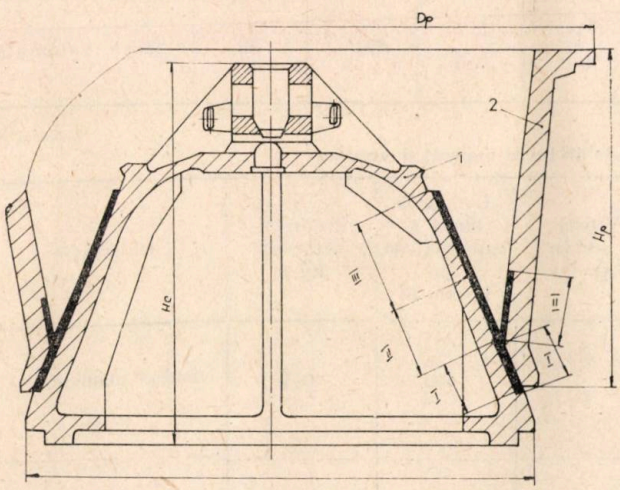


Fig. 1. Ansamblul con-pîlnie : *1* — con ; *2* — pîlnie ; *I* — centura de contact ; *II* — centura intermediară ; *III* — centura de protecție ; *Dc* — diametrul conului ; *Hc* — înălțimea conului ; *Dp* — diametrul pîlniei ; *Hp* — înălțimea pîlniei

Pentru centura de protecție este caracteristică uzura la o temperatură ridicată, provocată de căderea și alunecarea încărcăturii în timpul deschiderii conului. Întărirea acestei suprafețe se realizează prin încărcare cu sudură, cu un material de tipul oțelurilor rezistente la coroziune. Este posibil acest lucru deoarece, se pare că pentru suprafața de protecție, prezența fisurilor și caracterul dispunerii lor în stratul încărcat prin sudare nu au o importanță esențială pentru rezistența la uzură.

Pentru centura de contact, deformațiile termice care apar ca urmare a repartizării neuniforme a temperaturii în spațiul de sub con provoacă formarea fisurilor în zona de contact (etanșare). Prin aceste neetanșeități trece cu forță jetul de gaz care conține și praf, distrugînd suprafețele de contact. Centura intermediară se uzează sub acțiunea încărcăturii iar cînd este afectată etanșeitatea centurii de contact con-pîlnie, aceasta este supusă eroziunii abrazive a gazului în amestec cu gaze de furnal, datorită accelerării jetului de gaz în fisuri și măririi acestora.

Întărirea centurii de contact și intermediare este problema principală care trebuie rezolvată pe baza alegerii materialelor rezistente la eroziunea abrazivă, a gazelor și prin utilizarea încărcării prin sudare. Recomandările practicii de peste hotare cu privire la încărcarea prin sudură a pieselor din dispozitivele de încărcare sînt împărțite.

În est, tehnologiile au la bază principiul eroziunii gazo-abrazive și materiale de tipul oțelurilor aliate, care sînt atehnologice la încărcarea prin sudare întrucît au tendință mare de fisurare și impun condiții greu de respectat la sudare. Referitor la gradul admis al crăpăturilor în materialul depus pe centurile de contact și intermediare, nu există deocamdată un punct de vedere unitar. Totuși, crăpăturile sînt centre de uzură, iar intensitatea eroziunii abraziv-gazoase a fontei cu conținut ridicat de crom depinde de mărimea deschiderii crăpăturilor și de orientarea lor în raport cu jetul de gaze.

În vest, tehnologiile nu au la bază principiul eroziunii gazo-abrazive, astfel încît la încărcarea prin sudură a centurii de contact sînt folosite atît oțeluri mediu aliate, cît și aliaje pe bază de nichel. Aceste materiale se caracterizează printr-o rezistență scăzută la eroziunea abraziv-gazoasă, dar sînt apte tehnologic la încărcarea prin sudare întrucît au tendințe neînsemnate la formarea crăpăturilor.

Crăpăturile micșorează rezistența la uzură, astfel că un deosebit interes îl prezintă compararea mărimii eroziunii abraziv-gazoase a aliajului afectat de crăpături, de tipul Sormait 1, folosit în cea mai mare parte în practica indigenă pînă în prezent, cu cea a aliajelor fără crăpături, folosite la încărcarea prin sudare în vest. Conform tehnologiilor actuale aplicate în R.S.R., în materialul depus apar crăpături care coincid cu direcția curentului de gaze. Încălzirea

piesei pînă la 400°C micșorează numărul de crăpături, dar deschiderea lor crește pînă la dimensiuni periculoase. Se fac numeroase încercări pentru perfecționarea tehnologiilor de durizare localizată a suprafețelor, pentru diminuarea fisurării. În acest scop s-a adoptat tehnologia sudării în două straturi succesive cu materiale diferite. Primul strat, dintr-un material ductil, cu rezistență mecanică mică și fără tendință de fisurare, este aplicat direct pe piesă (strat tampon). Se aplică apoi al doilea strat (de acoperire), dintr-un aliaj cu proprietăți de duritate dorită și cu rezistență la temperatură. Primul strat aplicat (strat tampon) se poate deforma pentru a se adapta constrîngerilor termice exercitate de cel de-al doilea strat și pentru a diminua fisurările.

În tabelul 1 se indică mărcile și compoziția materialelor utilizate în întreprindere, precum și durităţile obținute pe aliajul dur aplicat, în variantele de lucru manual și automat.

În tabelul 2 se indică parametrii tehnologici de lucru și productivitatea care se realizează în cele două variante de lucru.

Tehnologia de placare folosită (încărcare prin sudură) pentru dispozitivele de alimentare ale

Tabelul 1

Mărcile și compoziția aliajului dur din care se realizează piesele

Compoziția, % / Marca	C	Cr	Ni	Mn	Si	Fe	Duritate *HRC*	Observații
Electrod de sudură superior cu strat tampon, Φ 5 mm	0,05 / 0,10	—	—	0,5 / 1,1	0,25 / 0,80	rest		Sudare manuală
Electrod de sudură tip Sarmait, nr. 1, Φ 6 mm	2,3 / 3,3	25 / 31	3,5 / 5	1,5	2,4 / 4,2	rest	50 / 5,5	Sudare manuală
Sîrmă S 10 conform STAS 1126 cu strat tampon, Φ 5 mm	max. 0,10	max. 0,20	max. 0,30	0,40 / 0,60	max. 0,03	rest		Sudare automată
Sîrmă Sormafil, Φ 4 mm	2,6 / 3,2	22,5 / 23	2,3 / 3,5	1,5 / 4,2	2,2 / 3,2	rest	52	Sudare automată

Tabelul 2

Parametrii tehnologici și variantele de lucru manual și automat

Parametrii / Materiale	Curentul de sudare, I_s(A)	Tensiunea arcului, U_a (V)	Viteza de sudare, V_s(m/h)	Lungimea liberă a capătului de sîrmă, l_{ls}(mm/h)	Productivitatea, kg/h	Observații
Electrod de sudură de tip superbaz cu strat tampon, Φ 5 mm, STAS 1225-81	210 / 210 c^+	26 / 28	3 / 4	450	0,9	Sudare manuală
Electrod de sudură tip Sarmait, nr. 1, cu strat dur, Φ 6 mm, GOST 11545.65	170 / 200 cc^+	26 / 28	2,5 / 3,5	400	0,5	Sudare manuală
Sîrmă S 10 cu strat tampon, Φ 5 mm, STAS 1126-80, în cuplu cu flux FSM 37	620 / 970 cc^+	40 / 46	30 / 40	50	50	Sudare automată
Sîrmă tip Sormafil cu strat dur, Φ 4 mm, în cuplu cu flux FSM 37	460 / 48 cc^+	30 / 35	40 / 60	40	9	Sudare automată

Tabelul 3

Gama dimensională și greutatea dispozitivelor de alimentare pentru furnalele de pînă la 1000m³

Caracteristicile conurilor			Caracteristicile pîlniilor		
Diametrul, $\frac{Dc \text{ max}}{Dc \text{ min}}$, mm	Înălțimea, $\frac{Hc \text{ max}}{Hc \text{ min}}$, mm	Greutatea, $\frac{Gc \text{ max}}{Gc \text{ min}}$, mm	Diametrul, $\frac{Dp \text{ max}}{Dp \text{ min}}$, mm	Înălțimea, $\frac{Hp \text{ max}}{Hp \text{ min}}$, mm	Greutatea, $\frac{Gp \text{ max}}{Gp \text{ min}}$, kg
$\frac{4\,200}{1\,500}$	$\frac{2\,500}{600}$	$\frac{15\,000}{3\,200}$	$\frac{4\,530}{1\,500}$	$\frac{1\,865}{800}$	$\frac{14\,700}{4\,500}$

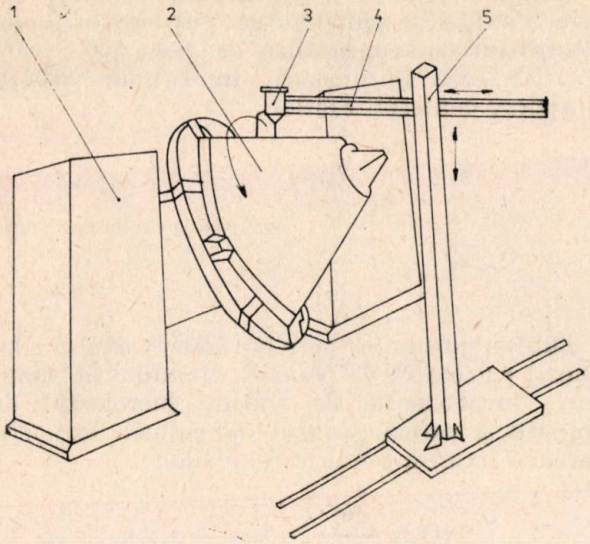


Fig. 2. Schema de principiu a instalației de placare mecanizată a conurilor și a pîlniilor pentru furnale: *1* — manipulator pentru rotirea și înclinarea piesei; *2* — con de furnal; *3* — dispozitiv de avans al materialului de adaos și de alimentare cu flux; *4* — consolă; *5* — coloană

furnalelor se aseamănă cu tehnologia de sudură propriu-zisă, dar trebuie să îndeplinească și anumite cerințe specifice. În placare, zona de fuziune se deplasează în raport cu piesele pe linii dispuse la un „pas" de încărcare una față de alta, iar la sudare, zona de fuziune se deplasează numai în lungul îmbinării. În cazul dispozitivelor de încărcare pentru furnale, suprafețele de placat sînt mari, depunîndu-se circa o tonă de metal pe o piesă, astfel încît ciclul de durată a placării este mult mai mare decît la sudarea de asamblare a două piese. Gama dimensională și de greutate a dispozitivelor de încărcare pentru furnale pînă la 1000 m³ se indică în tabelul 3.

Specificul lucrărilor face să crească exigențele cu privire la siguranța instalației, a mecanismelor ei și a sistemului de comandă, ținîndu-se seamă de faptul că instalația de placare este mai complexă decît cea de sudare și trebuie să răspundă unor necesități de securitate mai mari.

Avînd în vedere cele de mai sus, precum și cerințele ergonomice și de universalitate, în special comoditatea exploatării și întreținerii instalației, montarea și demontarea pieselor de încărcat și ușurința conducerii operației în condiții concrete de folosire, s-a adaptat o instalație ale cărei componente și principiu de funcționare reies din figura 2.

Avînd în vedere forma și dimensiunile pieselor, îndeosebi raportul mic dintre lungime și diametru (mai mic decît 1), s-a fixat piesa în consolă pe un dispozitiv de poziționare (unghi de basculare variabil care îi conferă universalitatea) care o aduce cu generatoarea la locul de sudare în poziție orizontală și apoi o rotație corespunzătoare vitezei de sudare.

Pentru așezarea piesei pe manipulator, traversa coloanei — amplasată separat — care susține automatul de sudat și buncărul de flux, se deplasează lateral, iar planșaiba manipulatorului se aduce în poziție orizontală. Se fixează piesa cu cleme cu șurub și se înclină apoi în poziție comodă pentru sudare (fig. 2).

În concluzie, încărcarea prin sudură automată a conurilor și a pîlniilor de la dispozitivele de alimentare a furnalelor, în raport cu sudarea manuală cu electrozi, este de cca 15 ori mai productivă, de calitate mai bună, ducînd la micșorarea manoperei de rectificare a zonelor de contact după sudură.

BIBLIOGRAFIE

[1] Civertko, A. N., Paton, V. E. și Timcenko, V. A.: *Oborudovanie dlea mehanizirovanoi dugovoi svarki i naplavki.* Moscova, Mașinostroenie, 1981.

[2] * * * *Materiale de sudare fabricate în R.S.R.* I.S.I.M., Timișoara, 1982.

[3] Zgură, G., Răileanu, D. și Scrobețiu, L.: *Tehnologia sudării prin topire.* București, Ed. didactică și pedagogică, 1983.

[4] Popovici, V. ș.a.: *Ghidul lucrărilor de sudare, tăiere, lipire.* Craiova, Ed. Scrisul românesc, 1984.

[5] Poltaveț, V., V.: *Înlăturarea deranjamentelor la funcționarea furnalelor.* București, Ed. tehnică, 1973.

[6] Trumin, I., I.: *Neue Technologien zum Auftragsschweissen im Maschinenbau.* Berlin, Schweisstechnik, nr. 9, 1983.

Contribuții privind dezbaterea miezurilor din nisip peliculizat din piese turnate din aluminiu

Dr. ing. E. Cohn, ing. Vasilica Chivu
și ing. I. Rădoi
ICSITPSCM București

CZ : 621.747

Îndepărtarea miezurilor din piesele turnate din aliaje neferoase în general, și a celor din aluminiu în special, constituie, în ultima perioadă de timp, una din problemele care preocupă tot mai multe turnătorii din R.S.România.

Miezurile utilizate la turnarea pieselor din aluminiu, chiar dacă sînt confecționate cu ajutorul lianților organici ca : rășini furanice, rășini fenolice, dextrină și uleiuri vegetale sau nisipuri peliculizate cu diverse rășini, la temperaturile de turnare 700—850°C nu ard complet, ceea ce duce la dezbaterea dificilă a acestora, solicitînd manoperă, energie electrică și creînd obstacole în funcționarea ritmică a turnătoriilor.

În afara acestor inconveniente, se produce la dezbatere un mediu viciat, încărcat cu particule de silice, vătămătoare pentru muncitorii din turnătorii.

Miezurile confecționate din nisipuri peliculizate se îndepărtează din piesele turnate din aliaje neferoase, prin aplicarea unui tratament termic suplimentar destinat arderii liantului, după care nisipul rezultat poate fi îndepărtat cu ușurință.

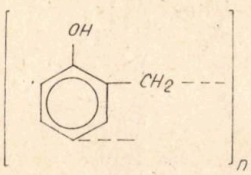
Pentru îmbunătățirea dezbaterii miezurilor din nisip peliculizat, utilizate la turnarea pieselor din aluminiu, s-a propus utilizarea celor mai diferite metode, unele din acestea fiind aplicate pe scară largă în industrie [1]—[4].

În lucrare se prezintă încercările efectuate și rezultatele obținute în vederea ușurării dezbaterii miezurilor din nisip peliculizat cu novolac, utilizate la turnarea pieselor din aluminiu prin metoda introducerii unor adaosuri organice în compoziția amestecurilor de miez [4].

Cele mai utilizate adaosuri, încercate în turnătoriile de aliaje neferoase în vederea ușurării dezbaterii, sînt : ceruri, acid oxalic, bicarbonat de sodiu, clorură de calciu, clorură de fier, carbonați (în special de zinc), oxalați (de cupru, calciu, nichel) tartrați, stearați, nitrofenoli, naftoli, hidrochinonă, naftalină, rășini carbanidice, oxid de fier etc. [5]—[13].

Complexitatea mare a cercetărilor efectuate precum și nenumăratele încercări și experimentări au fost determinate de dificultatea deosebită de a introduce un adaos eficient, fără a altera proprietățile tehnologice ale miezurilor, care să posede un preț de cost acceptabil și să fie compatibil cu rășina introdusă pentru peliculizare și, fără a altera proprietățile de polimerizare sau policondensare a acesteia, în procesul de fabricare a miezurilor.

S-a presupus că introducerea în compoziția amestecurilor a unor substanțe care eliberează oxigen la încălzire (în proporții de 1—4%) ar putea contribui la ușurarea dezbaterii, deoarece oxigenul contribuie la o ardere mai bună a liantului la temperatura de 300—500°C care se realizează în miezuri, în timpul turnării aliajelor, conform reacției :



$$+ mO_2 \longrightarrow 7n\,CO_2 + pH_2O \qquad (1)$$

Dintre substanțele care pot elibera oxigen s-au folosit : azotatul de potasiu, bioxidul de mangan, bicarbonatul de sodiu, bicromatul de potasiu și permanganatul de potasiu care eliberează oxigen, conform reacțiilor :

$$NO_3K \xrightarrow{400^\circ} NO_3K + 1/2O_2 \qquad (2)$$

$$2\,MnO_2 \xrightarrow{550^\circ} Mn_2O_3 + 1/2O_2 \qquad (3)$$

$$Cr_2O_7K_2 \xrightarrow{500^\circ} Cr_2O_3 + K_2O + 3/2O_2 \qquad (5)$$

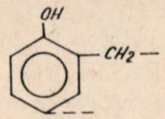
$$2MnO_4K \xrightarrow{240^\circ} 2MnO_2 + K_2O + 3/2O_2 \qquad (6)$$

S-a constatat că, deși rezistența la compresiune nu a fost modificată în sens negativ, totuși proprietățile de dezbatere s-au înrăutățit, probabil datorită formării unor peroxizi care au accelerat procesul de întărire a rășinilor formaldehidice și au contribuit la o policondensare mai avansată a novolacului, obținîndu-se macromolecule cu greutate moleculară mai mare care au mărit rezistențele mecanice ale miezurilor și care au prezentat o rezistență mai mare la acțiunea temperaturii.

Considerații teoretice

În procesul de fabricare a miezurilor din nisip peliculizat cu novolac, realizat în procedeul cu cutii calde, se petrece, la temperatura de 250—300°C, policondensarea novolacului care în prezența urotropinei se transformă în molecule tridimensionale de rezistență.

Atît în novolac cît și în rășina finală, există ca nucleu de bază radicalul :



(6)

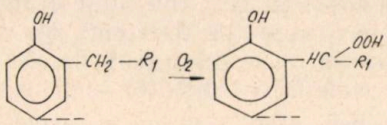
Se știe că toate hidrocarburile care posedă grupe $-CH_2-$ se pot autooxida prin reacție cu oxigenul.

Fenolul – component de bază al novolacului și rezitei – se oxidează la aer, la temperatură și la presiune obișnuită, devenind din incolor, roșiatic.

În condițiile de turnare a aliajelor, în miezurile din nisip peliculizat cu novolac, se petrec reacții chimice de oxidare, deoarece temperatura este ridicată iar prezența oxigenului din aer este permanentă.

Oxidarea se petrece la mai mulți radicali de tipul celui indicat mai sus, care există în moleculele rășinilor sintetice.

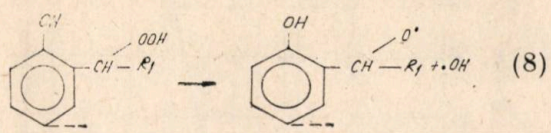
Reacția care are loc poate fi formulată în felul următor :



(7)

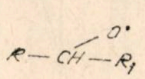
Se menționează că oxidarea se petrece la grupa $-CH_2-$ care devine cea mai vulnerabilă față de acțiunea oxigenului, în condițiile de temperatură existente în forme, în timpul turnării și după turnarea aliajelor lichide.

Conform unor teorii, în prima fază a oxidării, compusul format este un hidroperoxid care se descompune termic în doi radicali liberi :



(8)

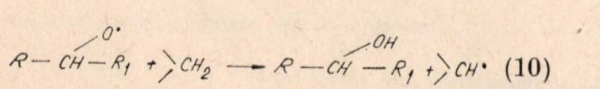
Notînd nucleul fenolic cu R, primul termen din compușii care rezultă devine :



(9)

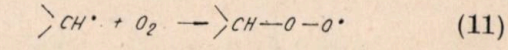
În molecula novolacului și a rășinilor fenolice, grupările sensibile sînt grupările $-CH_2-$.

Radicalul liber, inițiator al lanțurilor de reacție, extrage un atom de hidrogen de la grupa $-CH_2$, cea mai reactivă din moleculă :



(10)

În felul acesta ia naștere un radical liber al rășinii, care se combină cu o moleculă de oxigen formînd un radical liber al hidroperoxidului, care poate extrage un atom de hidrogen dintr-o nouă moleculă de rășină :

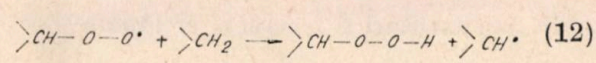


(11)

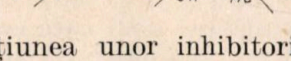
Reacțiile (6) și (5) se repetă de nenumărate ori, constituind lanțul de reacții propriu-zis, care duce la apariția unor rășini fenolice cu molecule mari care ard mai greu, realizîndu-se o dezbatere mai greoaie.

Aceste reacții au loc, în mod obișnuit, în miezurile peliculizate cu novolac și se petrec la scară mai mare și mai accelerat, atunci cînd în amestec există unele substanțe oxidante.

Întreruperea formării acestor lanțuri are loc fie prin combinarea a doi radicali :



(12)



fie prin acțiunea unor inhibitori de reacție, denumiți uzual antioxidanți, adică substanțe care cedează un atom de hidrogen radicalilor liberi, formînd combinații stabile inactive.

Antioxidanții rup reacția în lanț, captînd radicalii peroxidici intermediari.

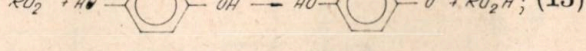
Pentru a se realiza o dezbatere mai ușoară a miezurilor din nisip peliculizat, utilizate la turnarea pieselor, s-au introdus inhibitori antioxidanți în compoziția amestecurilor de miez, pentru a se împiedica creșterea moleculelor rășinilor fenolformaldehidice existente în compoziția miezurilor.

Printre substanțele încercate se pot enumera și naftolul, naftalina, fenolul, pirogalolul, rezorcina, tioureea, pirocatehina și alți derivați care conțin grupări OH sau NH_2.

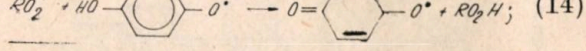
Toate substanțele încercate au prezentat o eficiență mai mare sau mai mică, în ceea ce privește reducerea manoperei de dezbatere a miezurilor din nisip peliculizat.

Principalele clase de substanțe cu acțiune antioxidantă sînt fenolii și aminele care reacționează punînd în libertate atomii de hidrogen mobili ; aceștia se combină repede cu radicalii liberi, rezultînd semichinane și chinane incapabile de a se desface de legăturile $-CH_2-$ și de a continua reacțiile în lanț

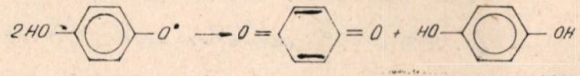
Astfel :



(13)

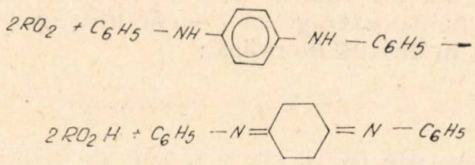


(14)



(15)

Reacţii analoage se produc şi în cazul aminelor :



(16)

După cum se constată din reacţiile de mai sus, antioxidanţii reacţionează chimic şi sînt consumaţi ireversibil, ceea ce indică faptul că întîrzierea oxidării nu este decît temporară (creşte timpul necesar perioadei de inducţie), dar este suficientă pentru a se realiza o eficacitate deosebită în cazul de faţă, adică a îndepărtării din piese a miezurilor din nisip peliculizat.

Experimentări şi încercări efectuate

În continuare se prezintă rezultatele obţinute în cazul utilizării a două amestecuri de substanţe antioxidante : unul care conţine în proporţii mari fenol (inhibitor A) şi celălalt care cuprinde un amestec de amine (inhibitor B).

Toate substanţele au fost introduse în amestec şi, prin solubilizarea lor în soluţia alcoolică de novolac sau în novolacul topit, se realizează produse cu compoziţie omogenă.

Amestecarea substanţelor cu novolacul a decurs uşor, fără a se separa componenţii, iar amestecul a fost utilizat pentru peliculizare prin procedeele cunoscute.

Nisipul utilizat a fost cel de Aghireş cu următoarele caracteristici principale : componenta levigabilă — 0,4% ; gradul de omogenitate — Dh 62% ; diametrul mediu al fracţiilor — —0,28 mm şi indicele de finete —AFS—63.

Diagramele granulometrice ale nisipului sînt arătate în figurile 1 şi 2.

S-au confecţionat epruvete pentru determinarea rezistenţelor la încovoiere precum şi epruvete cu diametrul de 50 mm şi înălţimea de 50 mm pentru determinarea gradului de dezbatere.

Gradul de dezbatere s-a determinat în modul următor : epruvetele cilindrice au fost utilizate ca miezuri în jurul cărora s-a turnat, la 720°C, un inel de aluminiu cu diametrul exterior de 110 mm.

După răcire, epruvetele cilindrice (miezurile) au fost îndepărtate prin perforare cu un dorn cu diametrul de 20 mm montat la soneta de laborator.

Pentru a aprecia gradul de dezbatere a amestecului respectiv s-a măsurat numărul de lovituri (N) date cu soneta pentru a se îndepărta miezul din cilindrul de aluminiu.

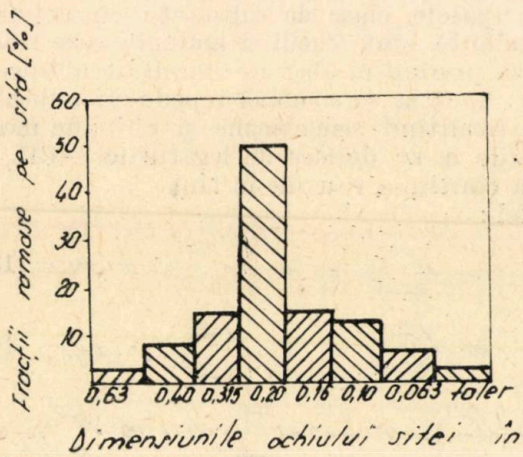
În figura 3 se prezintă influenţa adaosului de inhibitor *A* asupra rezistenţei la încovoiere a amestecurilor de miez cu 3% novolac alcoolic.

Se constată că adaosul de inhibitor *A* duce la creşterea rezistenţei la încovoiere şi că, la o proporţie de 0,5—1% adaos, rezistenţa epruvetelor devine 22—25 daN/cm², egală cu aceea a epruvetelor cu 4% novolac.

Influenţa adaosului de inhibitor *A* asupra dezbaterii miezului este arătată în figura 4. Se observă că, la un adaos de 1—1,2% inhibitor *A*, manopera de dezbatere se reduce cu 50%.

La un adaos de 2% inhibitor *A*, rezistenţa la încovoiere atinge 35 daN/cm², iar dezbaterea se efectuează cu o manoperă de 30—35% faţă de epruvetele fără inhibitor (fig. 3 şi 4).

La probele efectuate cu epruvete confecţionate cu 2% novolac alcoolic şi adaos inhibitor *A* în proporţii de 0,5—2% se constată (fig. 3) că, la un adaos de 1,5% inhibitor, rezistenţa la



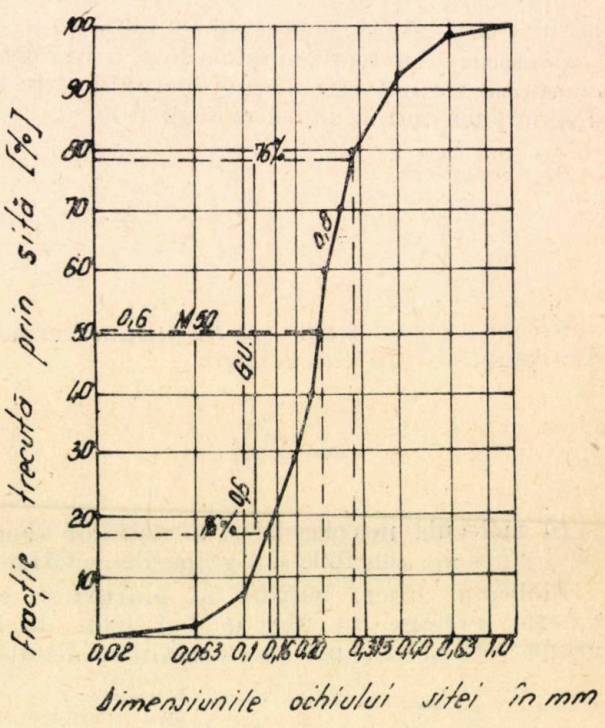


Fig. 1 şi fig. 2. Diagramele granulometrice ale nisipului

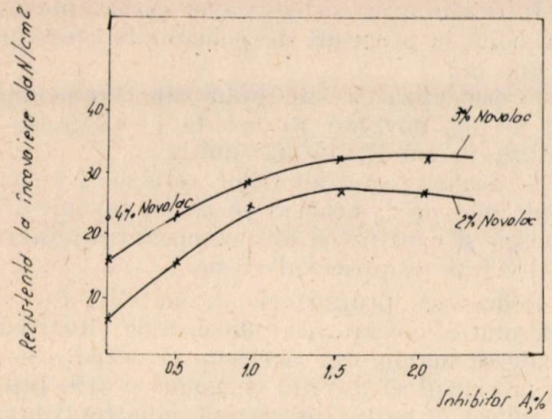


Fig. 3. Influența adaosului de inhibitor *A* asupra rezistenței la încovoiere a amestecurilor de miez cu 3% novolac alcoolic

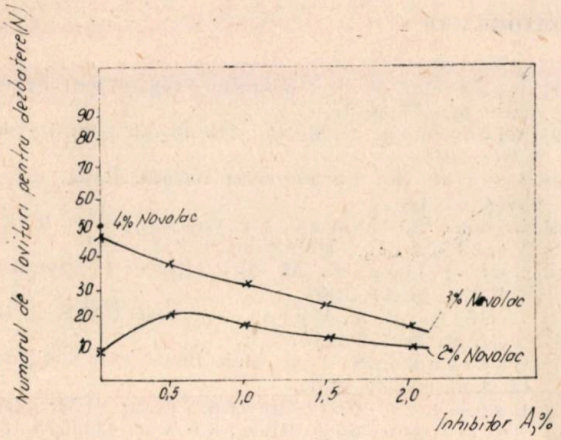


Fig. 4. Influența adaosului de inhibitor *A* asupra dezbaterii miezului

încovoiere devine mai ridicată decît a amestecurilor cu 4% novolac alcoolic, iar capacitatea de dezbatere devine mult mai ușoară (de la 50 de lovituri la 17 lovituri), adică efortul de dezbatere devine cam 1/3 din acela al epruvetei fără adaos (fig. 4).

Se constată deci că utilizarea inhibitorului *A* ca agent de ușurare a dezbaterii miezurilor din nisip peliculizat este eficientă și poate fi aplicată în industrie.

Inhibitorul *B* care conține, în proporții mari, un produs cuprinzînd grupări $-NH_2-$ a fost introdus în compoziția amestecurilor miezurilor peliculizate cu novolac solid, la cald.

Novolacul a fost introdus în proporții de 3% iar inhibitorul *B* în proporții de 0,5—2% față de greutatea totală a amestecului de miez.

Epruvetele s-au confecționat prin încălzirea cutiilor cu nisip peliculizat la 250°C timp de 30 minute.

Influența proporțiilor de inhibitor *B* asupra rezistențelor la încovoiere a miezurilor de nisip peliculizat la cald cu 2 și 3% novolac este arătată în figura 5.

Se constată că adaosurile de inhibitor *B* ridică rezistențele la încovoiere ale epruvetelor cu 2% și 3% novolac solid, iar rezistențele la suprafață, determinate prin măsurarea adîncimii de pătrundere a frezei Georg Fisher în mm, cresc cu atît mai mult cu cît s-a adăugat o proporție mai ridicată de inhibitor (fig. 6).

În figura 7 se arată influența adaosului de inhibitor *B* asupra lucrului mecanic necesar pentru dezbaterea epruvetelor din nisip peliculizat.

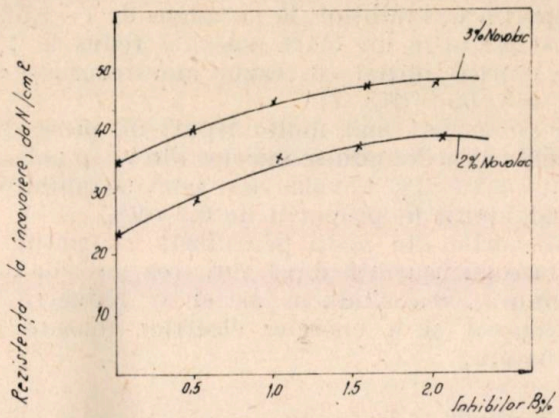


Fig. 5. Influența proporțiilor de inhibitor *B* asupra rezistenței la încovoiere a miezurilor din nisip peliculizat

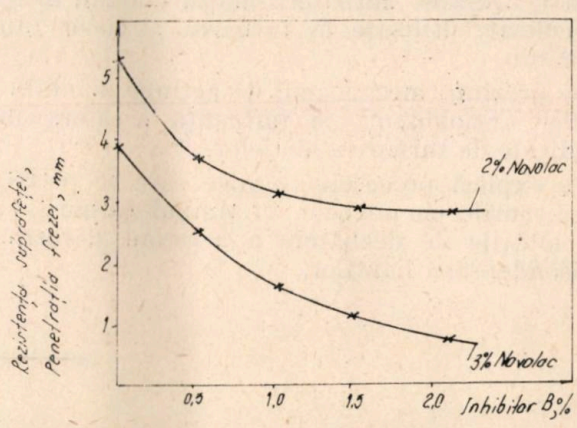


Fig. 6. Influența proporțiilor de inhibitor *B* asupra rezistenței suprafețelor miezurilor (penetrația)

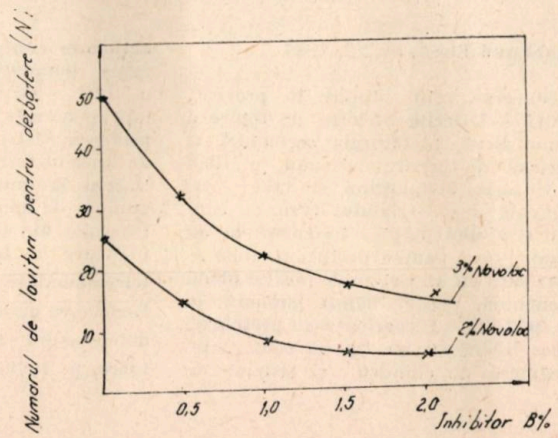


Fig. 7. Influența adaosului de inhibitor *B* asupra lucrului mecanic de dezbatere

Se observă că numărul de lovituri date cu soneta scade de la 50 de lovituri la 10 lovituri în cazul amestecurilor cu 3% novolac și de la 25 lovituri la cinci lovituri în cazul amestecurilor cu 2% novolac solid (fig. 7).

Se constată, în figurile 5 și 6, că rezistențele la încovoiere și rezistențele la suprafață ale miezurilor cresc la un adaos de 1—1,5% inhibitor B.

Indicele de dezbatere variază în funcție de proporția de inhibitor, la un adaos de 1—1,5%, constatîndu-se un efort mecanic redus la 1/5 din efortul inițial (în cazul amestecurilor cu 2% novolac) (fig. 7).

S-au turnat mai multe tipuri de piese din aluminiu, utilizîndu-se miezuri din nisip peliculizat cu 2 și 3% novolac care conține inhibitori antioxidanți în proporții de 0,5—2%.

Miezurile din nisip peliculizat au putut fi extrase cu ușurință după turnarea pieselor din aluminiu, realizîndu-se astfel o reducere a manoperei și a energiei electrice folosite la dezbatere.

Concluzii

În lucrare s-au expus metodele încercate pentru ușurarea dezbaterii miezurilor din nisip peliculizat, utilizate la turnarea aliajelor din aluminiu.

Se prezintă mecanismul de acțiune a inhibitorilor antioxidanți și influența acestora în condițiile de turnare a aliajelor.

Se explică procesele chimice care se petrec în miezurile cu novolac, în timpul turnării, și dificultățile de dezbatere a acestora datorită policondensării lianților.

Întrebuințarea substanțelor cu acțiune antioxidantă în procesul de peliculizare a nisipului a dus la:

— peliculizarea nisipului care se efectuează cu 2—3% novolac în loc de 4—4,5% cît se utiliza în condițiile obișnuite;

— dezbaterea miezurilor care se efectuează mult mai ușor, efortul mecanic, consumul de energie și cantitatea de manoperă reducîndu-se la 1/3 față de procesul clasic.

Reducerea proporției de novolac cu 2%, micșorarea consumului de energie electrică și scăderea manoperei necesare la dezbatere fac ca procedeul să devină economic și util, putînd fi aplicat la scară industrială în întreprinderile care posedă turnătorii de aliaje neferoase.

BIBLIOGRAFIE

[1] Rochier, M. In: Fondeur d'aujourd'hui, Franța, 1970. nr. 273, p. 97
[2] Middleton, J. M. In: The British Foundryman, Dec. 1971
[3] Feni, R. In: La Fonderia Italiana, Italia, nr. 9, 1969, p. 144.
[4] Cohn, E., Ionescu, Cornelia, Chivu, Vasilica. In: Metalurgia, R.S.R., 1987.
[5] Kokotillo, D., M. In: Liteinoie Proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 11, 1981.
[6] Linețki, B. S., Melni, V.: Brevet U.R.S.S, B 22 Cl/22, nr. 725778/1980.
[7] Radcenko, S. I. și colab. Brevet U.R.S.S., B 22 Cl/22, nr. 900930/1982.
[8] Robert, Laitar. Brevet S.U.A., nr. 417385/1980.
[9] Robert, S. Craig: Brevet S.U.A. nr. 4333513/1982.
[10] Brevet Japonia, B22 Cl/02, nr. 58110158.
[11] Brevet Japonia, B22 Cl/22. nr. 5870939/1983.
[12] Brevet S.U.A., C08 K 3/26, nr. 4459376/1984.
[13] Brevet S.U.A., C08/67/06, nr. 4396571/1983.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, nr. 22, 1987

Reducerea prin topire în prezent, p. 1015 — Diferite tehnici de topire a oțelului brut, metalurgia secundară și procedeele de turnare a oțelului, p. 1021 — Utilizarea instalațiilor de tăiere longitudinală a materialului turnat continuu și a unui cuptor basculant la un laminor greu pentru profile, p. 1033 — Experiența cu un sistem de poziție plană și comandă, pentru banda laminată la cald, p. 1043 — Experiența cu presele de forjare liberă cu un tip de construcție cu cămașă de cilindru și sisteme de acționare compactă, p.1047 — Modernizarea instalațiilor de forjare liberă, p. 1053 — Măsurarea grosimii pereților lupei pentru țevi încălzite pînă la 1230°C printr-un sistem nou dezvoltat pe bază de laser-ultrasunete, p. 1057 — Automatizarea laminorului degrosisor al unui laminor de bandă lată la cald, p. 1061 — Progrese ale ergonomiei și tehnicii de utilizare a locomotivelor de manevră telecomandate prin radio, p. 1065 — Reducerea zgomotului de la procesele de detensionare și umplere de la recuperatoare, p. 1079.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 23, 1987

Progresele elaborării oțelului prin procedeul K(M)S din Georgmarienhütte, p. 1087 — Oxidarea fosforului și a carbonului în convertizor, p. 1091 — Încercări de curgere pe model, în scopul antrenării zgurei din oalele de turnare cu turnare prin fund, p. 1099 — Galerie de răcire cu apă pentru laminoarele pentru sîrmă, p. 1107 — Tendințe de dezvoltare și obiective privind dezvoltarea tablei electrotehnice de calitate superioară, p. 1119.

Ing. S. Cocolaș, dr. ing. C. Bratu
și ing. I. Mărginean
Institutul politehnic București

Îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate din oțel, prin utilizarea vopselelor termorezistente*

CZ : 621.747 ;667.661.23

Generalități

Îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate, obținute în forme uscate sau rigidizate prin autoîntărire, se realizează, în varianta clasică, prin vopsirea suprafețelor cu suspensii refractare. Vopseaua se aplică pe zona activă a formelor sau a miezurilor, în scopul prevenirii formării defectelor de suprafață.

Vopseaua folosită în turnătorii se prezintă sub forma unei suspensii, fiind alcătuită din :

— un component refractar (făină de zircon, electrocorindon, grafit, șamotă etc.) ;

— un liant (organic sau anorganic) ;

— diferite materiale de adaos, care conferă durabilitate vopselei sau înlătură tendința de sedimentare.

Operația de vopsire a formelor micșorează tendința de formare a defectelor — în special a aderențelor — dar nu îndepărtează total aceste defecte. Vopselele — denumite și refractare — sînt caracterizate prin aceea că :

— au la bază un material foarte fin, pulverulent, care împiedică pătrunderea aliajului lichid în porii formei ;

— materialele refractare superioare nu se topesc și nu reacționează în contact cu aliajul lichid.

Vopselele folosite în turnătorii prezintă următoarele dezavantaje :

— materialul refractar se dilată la încălzire iar solventul și liantul se contractă ; așadar, apar variații de volum în vopsea în zona de contact, care duc la formarea unor tensiuni, sursă a exfolierii stratului protejat ;

— coeficientul de acumulare a căldurii (b_f), de către vopsea, este mai mic decît cel al formei ;

— vopseaua depusă pe suprafața formei nu penetrează decît pe o adîncime de o jumătate din diametrul granulei de nisip (0,1—0,2 mm) ; așadar, forțele de adeziune dintre vopsea și amestec sînt mici.

În cazul turnării oțelurilor, temperatura de turnare fiind ridicată, FeO din oțel poate să reacționeze cu SiO_2 din amestecul de formare, rezultînd un silicat fuzibil — faialita — la temperatura de turnare a oțelului. La piesele mari turnate, acolo unde presiunea metalostatică este ridicată, acești silicați pătrund adînc între granulele de nisip, formîndu-se defecte de suprafață foarte greu de înlăturat. Pentru a preîntîmpina neajunsurile menționate, Valisovskii propune o nouă teorie în domeniul materialelor de protecție a suprafeței formelor [4] clasificînd astfel aceste materiale :

— vopsele de penetrare :

— vopsele cu component refractar ;

— soluții fără component refractar ;

— vopsele de protecție (de acoperire).

Față de vopselele refractare (denumite, de autor, de acoperire) Valisovskii introduce terminologia de *vopsele de penetrare*. Aceste vopsele sînt caracterizate printr-o capacitate mare de pătrundere în peretele formei sau al miezului, ajungînd pînă la adîncimi de 40 mm. Ele au la bază :

— un component refractar superfinisat, cu o suprafață specifică de cca 10 000 cm^2/g — mai mare de 2—5 ori decît la vopselele clasice ;

— un liant (rășina silico-organică) ;

— un solvent (alcoolul etilic sau izopropilic) ;

— un stabilizator (polivinilbutiralul).

Adîncimea de penetrare a vopselei în peretele formei s-a realizat la o densitate de $\rho = 1{,}1—1{,}3$ g/cm^3, cu un component refractar — pulbere de corindon — cu $d = 10—20 \mu m$.

Particularitatea acestor vopsele constă în aceea că :

— posedă o rezistență la temperaturi ridicate (la 1 000°C) mai mare de cinci ori față de vopselele refractare ;

— au o rezistență ridicată în condiții de eroziune.

Se menționează că aprecierea caracteristicilor a fost făcută comparativ cu o vopsea refractară a firmei FOSECO (cu făină de zircon). În concluzie, aceste vopsele fiind aplicate la turnarea pieselor din oțel carbon sau aliat, cu grosimi de perete de 20—400 mm și avînd o greutate de 175—23 000 kg, au dus la obținerea unor suprafețe superioare calitativ, comparativ cu cele obținute prin protejarea cu vopsele refractare.

Se poate afirma că vopselele caracterizate printr-o rezistență termică ridicată, în condiții de eroziune, vopsele care posedă o capacitate mare de penetrare în peretele formei, pot fi denumite *vopsele termorezistente de penetrare*. Ele reprezintă o soluție cu perspective în viitor, în domeniul obținerii pieselor turnate.

Și în literatura română de specialitate se pot întîlni noi propuneri de clasificare a vopselelor și anume :

* La elaborarea lucrării au colaborat : ing. E. Bratu și ing. E. Radu de la I.U.P. Tîrgoviște, precum și ing. I. Lampadarie, ing. Gh. Ursu, ing. A. Constantinescu de la I.U.Ch. Făgăraș.

a — după caracterul stratului format de vopsea [2]:
— cu strat impregnat;
— cu strat de acoperire și de impregnare;
— cu strat de acoperire;

b — după scopul urmărit [1]:
— impregnanți;
— vopsele de acoperire și de impregnare;
— vopsele refractare de acoperire.

Aceste clasificări propun introducerea terminologiei de impregnanți pentru soluțiile sau suspensiile care posedă o capacitate mare de penetrare în formă sau în miez, prin spațiile intergranulare. Totodată, acest termen nu creează confuzii față de termenul clasic de vopsea refractară de acoperire.

Considerații asupra proprietăților tehnologice ale formelor sau ale miezurilor protejate cu impregnanți termorezistenți

La folosirea impregnanților termorezistenți se realizează, printre altele:

— micșorarea volumului de pori, ceea ce exclude aproape total formarea aderențelor mecanice;

— micșorarea presiunii critice de penetrare a aliajului lichid în porii formei.

Pentru un studiu comparativ în condiții de laborator, autorii au determinat, în principal, caracterul termorezistent al amestecurilor de formare, protejate sau neprotejate la interfața aliajului lichid-formă.

Corpul granular adoptat pentru obținerea amestecurilor este nisipul de Aghireș, de clasa *N 1,5 (cuarțos) III cu PL* = 0,8%, *M* (50) 0,22 *și GU* 51.

Compoziția amestecurilor folosite pentru realizarea experimentelor au fost următoarele:

a) amestec pentru forme uscate (tip AFU):
— nisip cuarțos — 90 p;
— argilă caolinoasă — 15 p;
— apă — 7 p
(întărirea s-a realizat prin uscare, t_i = 2,5 h, T = 375°C);

b) amestec pentru miezuri (tip AMS):
— nisip cuarțos — 94 p;
— silicat de sodiu ρ = 1,53 și m = 2,72;
— 6 p
(întărirea s-a realizat prin insuflare de CO_2).

Prepararea amestecurilor în condiții de laborator s-a realizat într-un amestecător cu role, cu capacitatea de cinci kg.

Pentru protejarea probelor tehnologice s-au folosit următoarele variante:

— probă etalon, neprotejată;

— protejarea cu vopsea de impregnare și acoperire (tip VIA), pe bază de novolac și talc;

— tratarea fizico-chimică a suprafețelor formelor cu un impregnant termorezistent (tip ITR);

— aplicarea unei vopsele refractare (tip VOZ I), pe bază de făină de zircon, vopseaua fiind în soluție apoasă.

Determinarea rezistenței mecanice în compresiune a amestecurilor, la temperaturi înalte (σ_{ct})

Pentru realizarea acestei determinări, s-a ales o metodă indirectă care constă în încălzirea unei epruvete (Φ 30× 50 mm) într-un cuptor cu bare de silită, iar după o menținere de 600 s, la temperatura de regim, epruveta este supusă la compresiune.

Rezistența specifică, la temperatura de menținere σ_{ct}, se calculează cu relația:

$$\sigma_{ct} = \frac{R}{S} \text{ daN/cm}^2 \qquad (1)$$

unde: R este rezistența totală la compresiune, daN;
S — secțiunea epruvetei din amestec, cm².

După realizarea programului experimental, rezultatele obținute sînt prezentate în diagramele din figura 1, *a* și *b*.

La amestecurile pe bază de silicat de sodiu (fig. 1, *a*) se observă o îmbunătățire a rezistenței la temperaturi înalte în cazul folosirii vopselelor de impregnare-acoperire, precum și a impregnanților termorezistenți; vopseaua refractară scade această proprietate, comparația fiind făcută cu proba etalon (neprotejată).

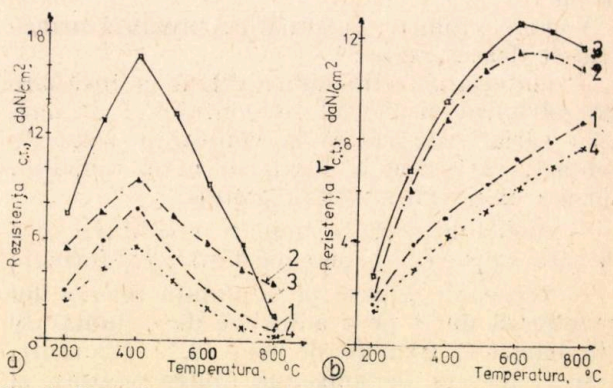


Fig. 1. Variația rezistenței la compresiune (σ_{ct}), în raport cu creșterea temperaturii, pentru diferite amestecuri: *a* — pe bază de silicat de sodiu (AMS); *b* — pe bază de argilă (AFU)
Observații: Curbele indică modul de protejare a formei: *1* — etalon; *2* — vopsea de impregnare și acoperire (VIA); *3* — impregnant termorezistent (ITR); *4* — vopsea refractară de acoperire (VOZ 1)

Determinarea rezistenței suprafeței amestecurilor, în condiții de eroziune

Pentru determinarea acestei caracteristici s-a adoptat o metodă directă de cercetare, fiind construită o probă tehnologică adecvată pentru studierea rezistenței formei la acțiunea jetului

de aliaj lichid [3]. Caracteristicile acestei tehnologii sînt următoarele : înălțimea de turnare $H = 457$ mm și timpul de turnare $\tau = 15$ s (corespunzător obținerii unei piese de 100 kg).

Coeficientul de eroziune a amestecului (E) de către jetul de aliaj lichid turnat este dat de relația :

$$E = \frac{M_1 - M_2}{M_1} \cdot 100, \% \qquad (2)$$

unde M_1 este masa inițială a probei tehnologice, kg ;

M_2 — masa finală a probei tehnologice, kg.

Rezultatele experimentale sînt prezentate în figura 2.

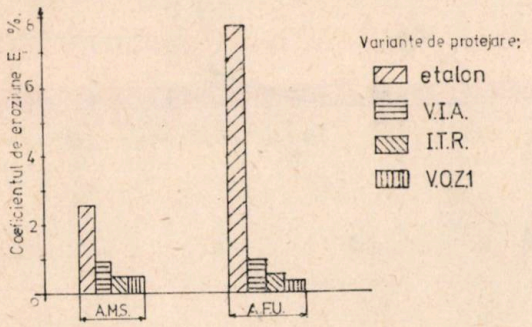


Fig. 2. Variația coeficientului de eroziune (E) a suprafeței formelor din amestecuri de tip AFM sau tip AMS, la diferite variante de protejare, comparativ cu formele etalon

Această proprietate tehnologică este foarte importantă pentru prevenirea formării incluziunilor nemetalice în piesele turnate. Se constată că piesele turnate în amestecuri pe bază de silicat de sodiu, în cazul neprotejării formei, pot prezenta incluziuni, tendință diminuată prin protejarea suprafeței cu vopsele sau impregnanți.

La formele executate pe bază de argilă, coeficientul de eroziune este mai mare de cca trei ori față de amestecurile pe bază de silicat de sodiu ; în cazul acesta va fi obligatorie protejarea suprafeței formelor. În cazul folosirii vopselelor și impregnanților, se constată o diminuare spectaculoasă a eroziunii, coeficientul obținut fiind de cca 0,5%.

Concluzii

Rezultatele obținute în laborator au confirmat teoria lui Valisovskii și anume : impregnanții folosiți de autori au prezentat rezistențe la temperaturi înalte superioare vopselei refractare, iar în condiții de eroziune, coeficientul E a fost sensibil egal.

În cazul unei prime tehnologii propuse de autori, s-a verificat, la I.U.P. Tîrgoviște și I.U.Ch. Făgăraș, protejarea formelor la turnarea pieselor din oțel, cu impregananți termorezistenți. Rezultatele obținute au fost bune, confirmînd experiențele de laborator.

Dacă se urmărește eficiența economică a acestei tehnologii, luînd în considerare numai consumul energetic, se obține o economie de 0,2 t c.c./t p.b. sau 560 kWh/tp.b. Deci, la 100 t p.b. se realizează o diminuare a consumurilor specifice de 20 t c.c. sau de 56 MV/h.

Prin folosirea impregnanților termorezistenți, se realizează următoarele :

— îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate (R_z) ;

— eliminarea totală sau parțială a aderențelor de pe piesă ;

— diminuarea manoperei de curățire a pieselor turnate din oțel, cu implicații asupra consumurilor energetice și de materiale.

În concluzie, autorii consideră că atît din punct de vedere teoretic, cît și practic, vopselele termorezistente, în varianta impregnanților, reprezintă o soluție care, aplicată în turnătoriile de oțel, duce la îmbunătățirea suprafeței pieselor turnate, la creșterea productivității, la reducerea consumurilor de energie, materiale și de manoperă și la îmbunătățirea condițiilor de muncă, de microclimat în turnători.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cohn, E. și Cocolaș, S. : *Impregnanți pentru mieuri și forme*. Sesiunea IIS Bacău, 1987.

[2] Ștefănescu, Fl. ș.a. : *Îndrumătorul proiectantului de tehnologii în turnătorii*. București, Ed. tehnică, Vol. I, 1985.

[3] Tardorff, W. L. și Tenaglia, R. D.: *Test Casting Evolution of Chemical Binder Systems*. In : Transaction A.F.S. — Des Plaines, S.U.A., 1980, p. 149.

[4] Valisovskii, I. V. : *Aderențe pe piesele turnate*. Moscova, Mașinostroenie, 1983.

Determinarea mărimii aşchiei formate la rectificarea cu corpuri abrazive

Dr. ing. I. Negrea
I. Carbochim Cluj-Napoca
şi ing. Cristina Roşca
IMMR „16 Februarie" Cluj-Napoca

CZ: 621.921

Rectificarea cu corpuri abrazive este operaţia de prelucrare prin aşchiere cu cel mai extins domeniu de aplicare, de la degroşare (cînd se îndepărtează toleranţe de ordinul milimetrilor) pînă la finisare (cînd se obţin valori atît de scăzute ale rugozităţii ca Ra $\leqslant 2\mu m$) şi chiar superfineţe (pînă la obţinerea luciului oglindă).

Pentru optimizarea acestui proces este necesară, în primul rînd, caracterizarea sculei, a corpului abraziv.

Caracterizarea corpului abraziv din punctul de vedere al producătorului se realizează prin diminuarea granulelor (granulaţia) şi prin cantitatea de granule abrazive şi de liant (duritatea şi structura) [1], [2], [3].

Dar, din punctul de vedere al utilizatorului, corpul abraziv trebuie să fie caracterizat ca o sculă aşchietoare cu ajutorul unor parametri care descriu comportarea lui în timpul procesului de rectificare. Pentru aceasta, pe baza unor considerente de mecanică teoretică [4], s-a elaborat un model cinematic al procesului de rectificare cu corpuri abrazive [5].

La elaborarea acestui model cinematic s-a avut în vedere faptul că:

— granulele abrazive sînt dispuse pe suprafaţa activă a corpului abraziv la distanţa $\pm H$ pe raza R a corpului abraziv, la distanţa δ la periferia corpului abraziv (la distanţa unghiulară θ);

— granulele abrazive execută o mişcare de rotaţie cu viteza unghiulară ω, faţă de centrul corpului abraziv, combinată cu o mişcare relativă de avans cu viteza v_p, faţă de piesa rectificată.

Din modelul cinematic elaborat [5] reiese că traiectoria unei granule abrazive, determinată de vectorii vitezelor de lucru $\omega(v)$(viteza corpului abraziv) şi v_p (viteza piesei), este descrisă de expresia:

$$Z = r_0\varphi + R\sin\varphi;$$

$$Y = r_0 + R\cos\varphi$$

unde r_0 este v_p/ω;

R — raza corpului abraziv;

φ — unghiul de contact, descris de raza granulei şi normala la piesa de rectificat;

— aşchia îndepărtată sub acţiunea muchiilor tăietoare ale granulelor este determinată de traiectoriile a două granule abrazive vecine, care se deplasează în urma compunerii vitezelor de lucru $\omega(v)$ şi v_p, în modul indicat în figura 1.

Pe baza acestui model cinematic se poate descrie mărimea aşchiei ca parametru care caracterizează comportarea corpului abraziv în timpul rectificării. Mărimea aşchiei este dată de grosimea şi lungimea ei.

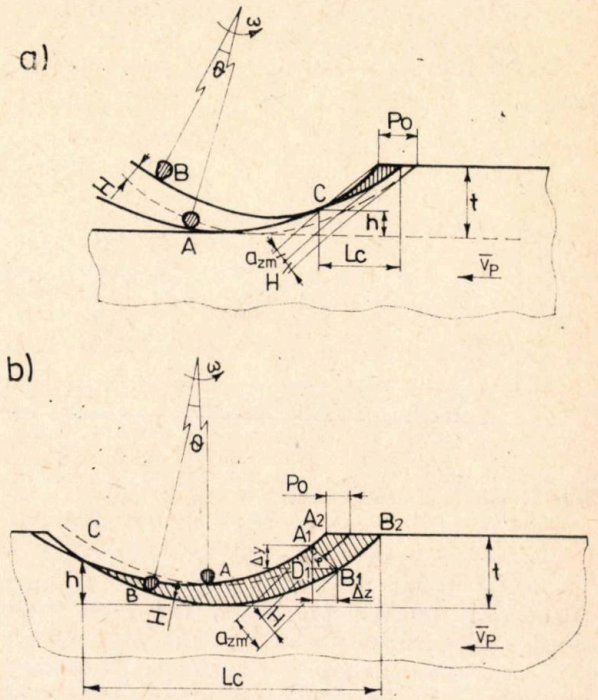


Fig. 1. Reprezentarea schematică a formării aşchiei:
a — cazul dispunerii granulei *B* la distanţa $R-H$ pe raza corpului abraziv; *b* — cazul dispunerii granulei *B* la distanţa $R+H$ pe raza corpului abraziv; — — — traiectoria granulei *B* cînd $H = 0$;
t este avansul de pătrundere;
a — grosimea maximă a aşchiei;
θ — distanţa unghiulară dintre două granule;
p — avansul specific pe granulă;
H — diferenţa dintre distanţele la care sînt situate cele două granule *A* şi *B* pe raza corpului abraziv;
h — înălţimea neregularităţilor suprafeţei rectificate

Expresia grosimii aşchiei poate fi dedusă în conformitate cu modelul cinematic elaborat [5] în ecuaţiile mişcării a două granule vecine *A* şi *B*:

$$Z_A = r_0\varphi_A + R\sin\varphi_A; \qquad (1,a)$$

$$Y_A = r_0 + R\cos_A;$$

$$Z_B = r_0\varphi + R\sin\varphi_B; \qquad (1,b)$$

$$Y_B = r_0 + R\cos\varphi_B$$

Din triunghiul $A_1\ B_1\ D_1$ (fig. 1, *b*), reiese:

$$a_z = \frac{\Delta Y}{\cos\varphi_A} \qquad (2)$$

unde φ_A se determină din condiția $\text{th}\varphi_A = \frac{\Delta Z}{\Delta Y}$, iar

$$\Delta Z = Z_B - Z_A \text{ și } \Delta Y = Y_B - Y_A \qquad (3)$$

Dacă se ține seamă de expresiile (1, *a*), (1, *b*) și (2) atunci se obține:

$$a_z = \frac{q}{1+q}\,\delta\left[\varphi_A - \frac{q}{1+q}\frac{\delta}{2R}\right] \mp H \qquad (4)$$

unde q este v_p/v, iar R — raza corpului abraziv.

Grosimea așchiei a_z este o mărime variabilă care, la deplasarea unei muchii tăietoare pe traiectoria pe care o descrie granula abrazivă, crește de la 0 pînă la o valoare maximă a_{zm}, după care scade din nou pînă la 0.

$$0 \leqslant a_z \leqslant a_{zm}$$

Atunci cînd $\varphi = \varphi_{maz}$. $a_{zm} = \frac{q}{1+q}\,\delta\left[\frac{2t}{l} - \right.$

$$\left. - \frac{q}{1+q}\frac{\delta}{l}\cdot\frac{t}{l}\right] \mp H \qquad (5)$$

unde: t este avansul de pătrundere:

$$l = \sqrt{2Rt}.$$

Pentru caracterizarea corpului abraziv ca sculă așchietoare prezintă importanță acea porțiune a traiectoriei granulei abrazive în care are loc îndepărtarea așchiei și în care valoarea grosimii acesteia, a_z, crește pînă la o valoare maximă.

Pentru a deduce expresia care redă valoarea grosimii așchiei s-au introdus parametrii adimensionali:

$$B = \frac{v_p}{v}\cdot\frac{\delta}{L}, \quad \frac{L}{l} = 1 + \frac{v_p}{v}, \quad L_c = \frac{L_c}{L} \qquad (6)$$

$$\overline{H} = \frac{H}{t}; \quad \bar{a}_{zm} = \frac{a_{zm}}{t}; \quad \bar{h} = \frac{h}{t};$$

unde L_c este acea porțiune din traiectorie care este cuprinsă între punctul de intersecție a două traiectorii vecine, C, și punctul de ieșire a granulei din metal (B_2) (fig. 1).

Folosind acești parametri, relația (5) devine:

$$\bar{a}_{zm} = 2B - B^2 \mp \overline{H} \qquad (7)$$

Această expresie reprezintă ecuația unei parabole convexe cu vîrful situat în punctul în care abscisa este $B = 1$ și ordonata este $\bar{a}_{zm} = 1 \pm \overline{H}$.

Cînd granula abrazivă este situată la distanța $R - H$ și $B < 1$, atunci $\bar{a}_{zm}$ crește de la 0 la $1 - \overline{H}$, iar cînd granula abrazivă este situată la distanța $R + H$ și $B < 1$, atunci $\bar{a}_{zm}$ crește de la $\overline{H}$ la $1 + \overline{H}$. Dacă $B > 1$, grosimea așchiei scade.

La parametrii normali ai operației de rectificare întotdeauna $B < 1$. De exemplu, la parametrii uzuali de rectificare, cum ar fi: $v_p = 18$ m/min., $v = 30$ m/s, $t = 2\cdot10^{-2}$ mm, $R = D = 200$ mm și $\delta \simeq (1 \div 10)$ mm, se obține:

$$B \simeq 0{,}005 + 0{,}05$$

În cazul general, expresia grosimii maxime a așchiei poate fi scrisă sub forma:

$$\bar{a}_{zm} = \begin{cases} 2B - B^2 \mp \overline{H} & \text{cînd } B < 1 \\ 1 \pm \overline{H} & \text{cînd } B \geqslant 1 \end{cases} \qquad (8)$$

Datorită faptului că B și $\overline{H}$ prezintă întotdeauna valori mici, expresia grosimii așchiei poate fi scrisă într-o formă mai simplă:

$$\bar{a}_{zm} = 2B \text{ sau } a_{zm} = 2\,\frac{v_p}{v}\,\frac{\sqrt{t/D}}{1+\frac{v_p}{v}}\cdot\delta \qquad (9)$$

Deoarece grosimea așchiei a_{zm} nu poate depăși valoarea adîncimii de tăiere, t, întotdeauna $a_{zm} < t$.

Grosimea așchiei este influențată și de tipul operației de rectificare prin care s-a realizat îndepărtarea ei. Pentru determinarea expresiei grosimii așchiei, pentru fiecare tip de rectificare în parte (rectificarea plană, rectificarea cilindrică exterioară și rectificarea cilindrică interioară) se poate utiliza noțiunea de rază echivalentă, definită ca:

$$Re = \frac{R}{1 \pm R/r}$$

unde: r este raza piesei;

R — raza corpului abraziv.

Semnul „+" corespunde rectificării cilindrice exterioare, semnul „—" rectificării cilindrice interioare, iar la rectificarea plană $r \to \infty$, deci $Re = R$.

Raza echivalentă determină lungimea traiectoriei parcurse de o granulă abrazivă în corpul metalului, influențînd grosimea așchiei. Ca atare $\bar{a}_{zm}$ variază în funcție de tipul de rectificare:

a_{zm} (plană) = 2B — $B^2 \mp H$ — pentru rectificarea plană;

$\bar{a}_{zm(e)} = 2B\sqrt{1+Re/r} - B^2(1+R/r) \mp H$ — pentru rectificarea exterioară;

$\bar{a}_{zm(i)} = 2B\sqrt{1-R/r} - B^2(1-R/r) \mp H$ — pentru rectificarea interioară.

Din aceste expresii reiese că în funcție de tipul rectificării variază și grosimea așchiei și ca atare și limitele domeniului în care se formează așchiile. Grosimea maximă a așchiei se obține la rectificarea cilindrică exterioară (în condiții identice, la valori egale ale parametrilor B și $\overline{H}$), iar valoarea minimă a grosimii așchiei se obține la rectificarea cilindrică interioară, în timp ce în cazul rectificării plane se obține o valoare intermediară.

Deci, la rectificarea cilindrică exterioară așchiază concomitent un număr mai mare de granule.

Expresia lungimii așchiei poate fi dedusă rezolvînd sistemul de ecuații dat de (1 *a*) și (1 *b*) din care se obțin coordonatele punctului de intersecție a celor două traiectorii (C):

$$Z_c = 0{,}5\, p(1 \pm \overline{H}/B^2);$$

$$Y_c = R(1+q) - 0{,}25\, t(B \pm \overline{H}/B)^2 \qquad (10)$$

Lungimea așchiei poate fi considerată egală cu diferența dintre abscisa punctului de ieșire a traiectoriei din metal și abscisa punctului de intersecție a două traiectorii vecine deoarece ordonatele prezintă valori mici:

$$L_c = Z_B - Z_C \qquad (11)$$

Înlocuind valorile abscisei din (1 *b*) și (10) în (11) se obține:

$$\overline{L}_c = \sqrt{1-\overline{H}} + 0{,}5\, B - 0{,}5\overline{H}/B \qquad (12)$$

pentru cazul cînd granula este situată la distanța $R - H$ și

$$\overline{L}_c = 1 + 0{,}5\, B + 0{,}5\overline{H}/B \qquad (13)$$

pentru cazul cînd granula este situată la distanța $R + H$ pe raza corpului abraziv.

În afară de mărime, așchia este caracterizată și prin forma ei.

Forma așchiei este determinată de poziția punctului de intersecție a traiectoriilor a două granule abrazive vecine. Acest punct de intersecție poate fi situat în masa metalului, pe suprafața metalului sau în afara lui.

Așchiile reale se formează în cazul cînd punctul de intersecție a traiectoriilor celor două granule este situat în masa metalului.

În celelalte cazuri nu are loc formarea unei așchii.

Forma așchiei diferă și în funcție de tipul porțiunii de traiectorie pe care este situat punctul de intersecție, deoarece traiectoriile se pot intersecta atît pe porțiunea urcătoare, cît și pe porțiunea coborîtoare a lor.

Dacă punctul se găsește la intersecția a două porțiuni urcătoare sau a două porțiuni coborîtoare a traiectoriilor, atunci așchia are forma unei virgule, așa cum reiese din figura 1.

Dacă punctul se găsește la intersecția unei porțiuni coborîtoare și a unei porțiuni urcătoare a traiectoriilor, atunci se obține o așchie sub formă de segment.

Relația $a_z = \dfrac{\Delta y}{\cos \varphi}$ (14)

unde: Δy este $y_B - y_A$;

φ — unghiul de contact este valabil numai pentru așchiile reale.

Granulele abrazive pot fi situate la distanța $R-H$ sau $R + H$ pe raza corpului abraziv, în ambele cazuri fiind valabile relațiile:

$$Z_c < L; \qquad (15)$$

$$L_c = Z_B - Z_C \qquad (16)$$

unde: L_c este lungimea așchiei;

$$L = l(1+q);$$

$$l = \sqrt{2Rt}; \qquad (17)$$

$$q = v_p/v$$

Din aceste considerente reiese că nu toate granulele dispuse pe periferia corpului abraziv iau parte concomitent la procesul de îndepărtare a așchiei. Pe baza modelului cinematic s-a introdus parametrul adimensional:

$$B = \frac{v_p}{v}\,\frac{\delta}{l}, \text{ unde } l = \sqrt{Dt}.$$

La valori relativ mici ale lui B, $\bar{a}_{zm} < 0$, nu are loc formarea așchiei.

Din punct de vedere practic prezintă importanță numai așchiile reale.

Domeniul în care se formează așchiile reale este determinat de valoarea lungimii de contact l, $l = \sqrt{Dt}$, dintre granulă și piesă și valoarea avansului pe o granulă p.

Dacă $p \ll l$ se formează așchii reale, iar cînd $p = l$ nu se formează așchii reale; $p > l$ este un caz care, practic, nu apare la parametrii normali ai operației de rectificare.

Sub forma generală, această condiție poate fi scrisă ca:

$$p \gtrless l \text{ sau } v_p/v\delta \gtrless \sqrt{tD},\ \delta \gtrless \sqrt{tD}\cdot\frac{v}{v_p} \qquad (18)$$

La parametrii normali ai regimului de rectificare, în cazul corpurilor abrazive uzuale la care $D = 200-500$ mm și la valori uzuale de granulații și structuri, $\delta \ll 100$ mm, se obțin valorile raportului dintre avansul pe o granulă p și lungimea de contact l, corespunzătoare formării așchiei reale, îndeplinindu-se aproape întotdeauna condiția:

$$v_p/\sqrt{tD} < v/\delta \qquad (19)$$

deoarece în cazurile uzuale δ este de ordinul de mărime al lui l, iar $v_p \ll v$.

Deci, aproape în totalitatea cazurilor se formează așchii reale. Dar nu toate granulele care sînt situate la periferia corpului abraziv iau parte la operația de îndepărtare a așchiei. Dacă granulele sînt situate la o distanță mai mică decît o anumită valoare critică, atunci nu pot să participe la procesul de îndepărtare a așchiei. De aici reiese că modelul cinematic al rectificării permite să se determine un criteriu cinematic al condițiilor în care se poate îndepărta o așchie.

Dat fiind faptul că :

$a_{zm}=2\delta v_p/v\sqrt{t/D}\mp H$, atunci acest criteriu poate fi definit ca :

$K=2v_p/v\sqrt{t/D}$,

Pentru ca $a_{zm}>0$, trebuie ca $H/\delta<K$.

Deci $H/\delta<2v_p/v\sqrt{t/D}$.

Orice pereche de granule abrazive care satisface acest criteriu participă la operația de îndepărtare a așchiei, de unde reise că acest criteriu cinematic de formare a așchiei poate servi pentru optimizarea parametrilor procesului de rectificare.

BIBLIOGRAFIE

[1] STAS 1753/76
[2] STAS 10720/84
[3] STAS 601/1—84
[4] Iacob, C.: *Mecanica teoretică*. București II. Ed. didactică și pedagogică, 1980. p. 772.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 8, 1987

Îmbunătățirea calității fontei de afinare în întreprinderile VPO-Soiuzmetallurgprom, p. 8 — Modificarea proprietăților încărcăturii peletizate la transportul și încărcarea pe banda de aglomerare, p. 9 — Ciur brut cu role pentru pelete, p. 11 — Creșterea productivității termice a cauperelor, p. 14 — Utilizarea industrială a hidrocicloanelor și a clasoarelor elicoidale în schemele de deshidratare a șlamurilor rezultate din industria metalurgică, p. 15 — Fabricarea și utilizarea oțelurilor slab aliate la susținerile miniere, p. 16 — Căi de economisire a materialelor de aliere la fabricarea și utilizarea oțelurilor de scule, p. 18 — Introducerea în industrie a afinării porționate în argon sub vid a oțelurilor, p. 19 — Tratamentul în afara cuptorului a oțelului slab aliat, p. 21 — Încercarea în industrie a lingourilor mari de forjă de calitate superioară, p. 22 — Studierea calității oțelului în trei straturi pentru cormanele de pluguri, p. 23 — Perfecționarea calibrării laminorului continuu de semifabricate, p. 24 — Mărirea siguranței și îmbunătățirea roților de cale ferată, p. 25 — Elaborarea regimurilor de tratament termic prin inducție a țevilor inoxidabile în linia laminorului, p. 27 — Mărirea rezistenței armăturii de alunecare, p. 29 — Mijloace de mecanizare în producția de laminate, p. 30 — Dispozitiv de răsturnare a semifabricatelor pătrate, p. 31 — Întocmirea de programe complexe pentru microcalculatorul MK—56, p. 32 — Pericolul de explozie a ferosiliciului cu adaosuri active în condiții de producție, p. 39.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 8, 1987

Colocviul „Oțeluri anticorosive" cu ocazia celei de a 100-a zi de naștere a prof. E. Maurer, p. 281 — Aspecte privind formarea forței la încălzirea oțelurilor ferito-austenitice, p. 282 — Formarea austenitei prin răcirea oțelurilor crom-nichel ferito-austenitice, p. 286 — Formarea martensitei în aliajele austenitice de crom-nichel, p. 290 — Comportarea la precipitare a oțelurilor X5CrNiTi 26.6 anticorosiv și ferito-austenitic, p. 293 — Încercări privind distribuția carbonului din oțelul ferito-austenitic X5CrNiTi 26.6, cu ajutorul autoradiografiei, p. 297 — Considerații privind modul de solidificare a oțelurilor austenitice în condițiile unei răciri similare cu sudarea, p. 299 — Aspecte privind modificarea proprietăților mecanice ale oțelurilor crom-nichel de tipul 18.10 la temperaturi apropiate de temperatura solidus, p. 302 — Controlul sensibilității la coroziunea pătrunsă a oțelurilor austenitice de tipul 18.10, printr-un procedeu electrochimic modificat, p. 306 — Încercarea prin microscopul electronic a comportării la coroziune a oțelurilor crom-nichel austenitice, p. 309 — Estimarea tenacității compundurilor de substrat-strat, p. 312 — Considerații privind dependența șarjei de coeficientul de temperatură al lungimii unor anumite mărci de oțel, p. 315 — Cea de-a 31-a sesiune privind „Metalografia și plastografia", p. 316 — Cel de-al 5-lea simpozion privind „Betonul refractar", p. 317 — Cel de-al 33-lea colocviu asupra metalelor, de la Freiberg, p. 318.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 9, 1987

Friedrich Eisenkolb, un specialist al metalurgiei pulberilor, p. 321 — Metalurgia pulberilor studiată la Universitatea tehnică din Dresda, p. 323 — Noi concepții privind sinterizarea în fază solidă, p. 325 — Tendințe de dezvoltare a fabricării pieselor fasonate sinterizate p. 330 — Metalurgia pulberilor metalelor refractare; exemple de materiale din electrotehnică, p. 334 — Materiale pentru magneți permanenți cu valori maxime ale produsului energetic, p. 339 — Proprietățile fizico-mecanice și performanțele metalelor dure cu sursele de călire TiC și TiCN, p. 343 — Contribuție la dezvoltarea noilor tehnologii de tratament termic, în corelație cu viteze de încălzire mari, p. 350 — Utilizarea densimetriei în scopul caracterizării porozității pieselor fabricate prin metalurgia pulberilor, p. 351 — Importanța diferitelor faze de fierbere destinate răcirii unor corpuri prin imersiune — simularea numerică și controlul experimental, p. 354.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 10, 1987

Simularea cu ajutorul computerului, în vederea studierii și optimizării procedeelor destinate laminoarelor de bandă lată la cald, p. 361 — Economisirea de energie la laminarea la cald a semifabricatelor și profilelor, p. 367 — Controlul planității pentru un laminor reversibil proiectat cu Twin-drive, p. 372 — Caje de laminor compacte și laminarea în trepte construite în bloc, p. 377 — Proiectarea asistată de calculator și optimizarea modului de funcționare a paturilor de răcire ale oțelurilor în profiluri fine, p. 382 — Compararea rezultatelor experimentale și de punere în funcțiune ale foarfecilor de debavurare pentru laminoarele pentru sîrmă, p. 388 — Determinarea experimentală a tensiunii de curgere pentru grade de deformare foarte înaltă, la deformarea la rece, p. 391 — Extensometru RV 4 fără sîrmă, p. 394 — Probleme privind combaterea sistematică a locurilor slabe ale utilajelor de laminare, p. 396.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 9, 1987

Procese de subțiere în interiorul materialelor turnate fier-carbon, p. 267 — Experiența cu tehnica turnării și alimentării la fabricarea fitingurilor pentru țevile de presiune din fontă cu grafit nodular, p. 269 — Fabricarea pieselor turnate pentru mașini unelte din fontă cu grafit nodular paralel cu producția de fontă cu grafit lamelar, p. 277 — Comportarea la solidificare a pieselor turnate centrifug din fontă cu grafit lamelar — partea 1 : principii, p. 281 — Fabricarea pieselor turnate din fontă cu tensiuni interne minime p. 281 — Influența aluminiului și cromului asupra proprietăților fizico-mecanice ale fontei de turnătorie cu grafit lamelar, p. 285 — Influența proprietăților mecanice și tehnologice ale piselor turnate din oțel, prin procedee de sudură, p. 289 — 75 de ani de fabricare a pieselor turnate în uzinele Csepel, p. 291.

INDEX ALFABETIC PE AUTORI 1987

A

Abagiu, A.: nr. 9, p. 418
Adler, O.: nr. 8, p. 378
Adrian, M.: nr. 8, p. 386
Albăstroiu, P.: nr. 2, p. 53; nr. 11, p. 521
Albiță, Gh.: nr. 6, p. 291
Aldea, Eugenia: nr. 11, p. 559
Alexandru, I.: nr. 10, p. 479
Aloman, A.: nr. 6, p. 267
Ancuț, R.: nr. 3, p. 105
Apa, L.: nr. 5, p. 197
Apostol, A.: nr. 11, p. 521
Apostolescu, Rodica: nr. 5, p. 193

B

Baciu, C.: nr. 10, p. 479
Badea, Fl.: nr. 3, p. 122
Badea, Petruța: nr. 4, p. 164
Badea, S.: nr. 10, p. 511
Badea, Teodora: nr. 1, p. 29
Bădescu, Al.: nr. 7, p. 322
Bădoi, I.: nr. 2, p. 69
Bălăceanu, Anca: nr. 8, p. 390
Bălu, Pia: nr. 4, p. 181
Beleiu, C.: nr. 7, p. 343
Benea, Lidia: nr. 2, p. 75
Berceanu, E.: nr. 10, p. 498
Berlo, E.: nr. 10, p. 505
Bodnar, E.: nr. 9, p. 458
Boiangiu, C.: nr. 3, p. 105
Bojin, D.: nr. 11, p. 551
Braniște, Gh.: nr. 12, p. 595
Bratu, C.: nr. 3, p. 122; nr. 4, p. 156; nr. 7, p. 343
Brănescu, P.: nr. 12, p. 611
Briţchi, Mirela: nr. 7, p. 318; nr. 9, p. 427
Brîndeu, L.: nr. 10, p. 486
Brînzoi, V.: nr. 1, p. 29
Bucureșteanu, I.: nr. 12, p. 592
Budur, M.: nr. 7, p. 301
Bujaki, Al.: nr. 2, p. 86
Butnariu, I.: nr. 10, p. 498
Buzilă, S.: nr. 3, p. 132

D

Damian, Mariana: nr. 5, p. 204
Denghel, N.: nr. 4, p. 173
Dijmărescu, A.: nr. 4, p. 153; nr. 6, p. 245
Dinescu, Gh.: nr. 12, p. 578
Dimitriu, S. P.: nr. 12, p. 607
Dobrovici, D.: nr. 1, p. 5
Dobrescu, Gr.: nr. 2, p. 69
Dobrescu, M.: nr. 7, p. 301
Dragomir, I.: nr. 4, p. 149; nr. 10, p. 505
Drăgan, Monica: nr. 10, p. 505
Drăgulescu, Doina: nr. 10, p. 486
Dumitrescu, A. T.: nr. 1, p. 24; nr. 3, p. 113; nr. 4, p. 160; nr. 5, p. 206; nr. 7, p. 309; nr. 11, p. 542
Dumitrescu, C.: nr. 2, p. 53; nr. 11, p. 521
Duțu, Gh.: nr. 3, p. 109; nr. 6, p. 259

F

Fanaca, I.: nr. 12, p. 613
Filip, N.: nr. 2, p. 89; nr. 5, p. 236
Firescu, V.: nr. 11, p. 521
Fiterău, Victoria: nr. 2, p. 71
Florea, Al.: nr. 4, p. 164; nr. 7, p. 301

G

Gaba, A.: nr. 8, p. 380
Ganovici, Lucia: nr. 7, p. 318; nr. 9, p. 427
Gâdea, Suzana: nr. 10, p. 471
Gavriliu, Ștefania: nr. 8, p. 380
Georgescu, A.: nr. 3, p. 109
Georgescu, Al.: nr. 6, p. 259; nr. 7, p. 340
Georgescu, C.: nr. 11, p. 546
Georgescu, Mariana: nr. 1, p. 9
Geru, N.: nr. 10, p. 494
Gheorghe, Mihaela: nr. 8, p. 364
Gherghișor, G.: nr. 3, p. 111; nr. 11, p. 542
Gheorghiu, Fl.: nr. 1, p. 9
Gologan, V.: nr. 7, p. 349
Grecu, Doina: nr. 11, p. 521
Grecu, L.: nr. 8, p. 357

H

Hătărăscu, Ov.: nr. 1, p. 5; nr. 11, p. 529
Hoblea, T.: nr. 6, p. 277
Hriţac, Mariana: nr. 11, p. 529
Hriţac, M.: nr. 11, p. 529

I

Iacob, I.: nr. 9, p. 413
Iacoban, I.: nr. 9, p. 423; nr. 11, p. 526
Ianc, P.: nr. 7, p. 301
Ielciu, M.: nr. 6, p. 261
Ienciu, M.: nr. 3, p. 127; nr. 4, p. 167; nr. 5, p. 193; nr. 6, p. 261
Ionescu, Cornelia: nr. 5, p. 236; nr. 11, p. 556
Ionescu, Florentina: nr. 3, p. 111; nr. 11, p. 542
Ionescu, Nicoleta: nr. 2, p. 71
Ionescu, V.: nr. 2, p. 61
Iorga, Gh.: nr. 10, p. 505
Isac, Mihaiela: nr. 6, p. 273; nr. 7, p. 322; nr. 11, p. 551
Ispas, V.: nr. 9, p. 442
Istrate, Gh.: nr. 1, p. 33
Itu, I.: nr. 4, p. 153
Iulian, Olga: nr. 8, p. 390
Ivănescu, Al.: nr. 10, p. 498

K

Kapuși, C.: nr. 9, p. 458

L

Lammert, Fr.: nr. 2, p. 92
Landauer, Ortansa: nr. 8, p. 390
Lazăr, D.: nr. 9, p. 423; nr. 11, p. 526
Levcovici, D. T.: nr. 4, p. 164
Luca, V.: nr. 7, p. 349
Lupu, Iuliana: nr. 2, p. 59
Lupu, Ligia: nr. 2, p. 59

M

Macaleț, V.: nr. 10, p. 508
Macrea, D.: nr. 1, p. 16
Manea, O.: nr. 10, p. 511
Marcu, M.: nr. 9, p. 442
Mateescu, Cornelia: nr. 8, p. 390
Matei, T.: nr. 2, p. 86
Mazilu, Angela: nr. 12, p. 583
May, G.: nr. 2, p. 69
Mărginean, I.: nr. 7, p. 343
Medeveţchi, E.: nr. 4, p. 173
Mihăilescu, Lidia: nr. 2, p. 53
Mihăilescu, C.: nr. 7, p. 340
Miron, C.: nr. 10, p. 508
Miron, V.: nr. 11, p. 542
Mitelea, I.: nr. 1, p. 16
Mitoșeriu, Olga: nr. 2, p. 75

Mircescu, I.:nr. 9, p. 434
Miszti, V.: nr. 10, p. 488
Moiceanu, Ionica: nr. 2, p. 61
Moldovan, P.: nr. 3, p. 127; nr. 4, p. 167; nr. 6, p. 269; nr. 7, p. 326
Moldovanu, I.: nr. 12, p. 588
Moldoveanu, Cristina: nr. 11, p. 536
Morcan, Gh.: nr. 11, p. 551
Munteanu, Al.: nr. 6, p. 293; nr. 8, p. 394
Murgulescu, Rodica: nr. 10, p. 508
Mustață, C. T.: nr. 6, p. 248; nr. 9, p. 434; nr. 10, p. 498; nr. 12, p. 583, p. 588

N

Năsui, V.: nr. 3, p. 109; nr. 6, p. 259
Necula, C.: nr. 8, p. 378
Negrea, I.: nr. 11, p. 563
Nicola, Maria: nr. 1, p. 29
Nicolae, Maria: nr. 3, p. 105; nr. 4, p. 149
Nicola, M.: nr. 6, p. 273
Nicolae, A.: nr. 7, p. 340
Niculescu, M.: nr. 12, p. 575

O

Ogîrlici, C.: nr. 6, p. 253
Olteanu, V.: nr. 7, p. 322
Oprea, E.: nr. 8, p. 375
Oprea, Fl.: nr. 3, p. 130; nr. 9, p. 449
Oprescu, I.: nr. 1, p. 9
Ovezea, I.: nr. 2, p. 75

P

Panait, N.: nr. 4, p. 167; nr. 5, p. 193; nr. 6, p. 269
Panaitescu, Cornelia: nr. 2, p. 53
Panțel, V.: nr. 10, p. 488
Parascan, O.: nr. 8, p. 375
Păsărică, Victoria: nr. 2, p. 61
Penu, Anca: nr. 2, p. 53
Petrescu, Maria: nr. 7, p. 322; nr. 11, p. 551
Petrescu, N.: nr. 7, p. 318; nr. 9, p. 427
Petreuș, I.: nr. 10, p. 479
Pitariu, Ana: nr. 11, p. 559
Pițigoi, Valentina: nr. 1, p. 36
Pîrvu, Gh.: nr. 3, p. 111; nr. 11, p. 542
Plop, D.: nr. 10, p. 488
Pop, T. Gh.: nr. 1, p. 39; nr. 3, p. 130; nr. 9, p. 449
Pop, Dorina: nr. 2, p. 61
Pop, V.: nr. 10, p. 488
Popescu, Gabriela: nr. 3, p. 127; nr. 5, p. 193; nr. 6, p. 269
Popescu, Mariana: nr. 8, p. 378
Popovici, Gh.: nr. 7, p. 349
Predeanu, Georgeta: nr. 2, p. 53
Predescu, C.: nr. 7, p. 340
Preotu, Gh.: nr. 7, p. 301
Protocsil, N.: nr. 4, p. 153
Pumnea, C.: nr. 5, p. 222

R

Radu, I.: nr. 11, p. 551
Rădoi, I.: nr. 11, p. 556
Răducanu, Doina: nr. 6, p. 273; nr. 8, p. 386; nr. 9, p. 439
Rădulescu, Al.: nr. 1, p. 16
Rădulescu, M.: nr. 6, p. 291
Răileanu, Luminița: nr. 4, p. 170
Ripoșan, I.: nr. 2, p. 96; nr. 4, p. 184; nr. 5, p. 227
Rizescu, C.: nr. 7, p. 301
Roman, P.: nr. 8, p. 380
Roșca, Cristina: nr. 11, p. 563
Roșculeț, I.: nr. 4, p. 149
Roșu, I.: nr. 1, p. 24; nr. 3, p. 113; nr. 4, p. 160; nr. 5, p. 206; nr. 7, p. 309
Rusu, E.: nr. 3, p. 105; nr. 10, p. 505

S

Săbău, Teodora: nr. 1, p. 33; nr. 10, p. 516
Samoilă, Gh.: nr. 5, p. 204
Scripcaru, Gh.: nr. 12, p. 604
Scurtu, Ioana: nr. 4, p. 170
Selim, D.: nr. 8, p. 378
Sferlic, N.: nr. 5, p. 232
Socolescu, Ana Maria: nr. 7, p. 333; nr. 8, p. 373
Sofroni, L.: nr. 2, p. 96; nr. 3, p. 122; nr. 6, p. 281; nr. 7, p. 343; nr. 9, p. 458
Soós, E.: nr. 7, p. 309
Spoitu, C.: nr. 8, p. 369
Spoitu, S.: nr. 8, p. 369
Spoitu, C. M.: nr. 8, p. 369
Stanciu, C.: nr. 11, p. 546
Stavăr, S.: nr. 8, p. 378
Stănescu, P.: nr. 12, p. 583; nr. 12, p. 595
Suciu, I.: nr. 10, p. 505
Suciu, M. V.: nr. 3, p. 139; nr. 5, p. 232; nr. 6, p. 264; p. 291; nr. 7, p. 336
Suciu, Valerica: nr. 3, p. 139; nr. 5,p. 232, nr. 6, p. 264; nr. 7, p. 336
Susan, M.: nr. 10, p. 479
Szabo, Tibor, Z.: nr. 1, p. 36
Szabo, A.: nr. 8, p. 364; nr. 9, p. 418
Szilgyi, P.: nr. 6, p. 261
Szőcs, Ecaterina: nr. 3, p. 137; nr. 4, p. 178

Ș

Șaban, R.: nr. 5, p. 213; nr. 6, p. 291
Șchiopu, Maria: nr. 4, p. 173
Șerbănescu, R.: nr. 8, p. 375
Șerbotei, S.: nr. 12, p. 599
Ștefănescu, Fl.: nr. 1, p. 343; nr. 3, p. 122; nr. 4, p. 156 nr. 7, p. 343; nr. 9, p. 452

T

Tațian, C.: nr. 6, p. 253
Tătaru, T.: nr. 12, p. 583
Tăutu, Gr.: nr. 11, p. 559
Teacă, Mihaela: nr. 10, p. 505; nr. 11, p. 356
Teodorescu, M.: nr. 10, p. 482; nr. 11, p. 546
Teodoriu, A. E.: nr. 8, p. 375

Ț

Țocu, P.: nr. 9, p. 423; nr. 11, p. 526

U

Ulmanu, V.: nr. 9, p. 442
Urseanu, A.: nr. 1, p. 5; nr. 6, p. 245, p. 357
Ursu, V.: nr. 9, p. 442

V

Vachniuc, N.: nr. 1, p. 42; nr. 2, p. 80
Vacu, Silvia: nr. 3, p. 119; nr. 4, p. 149
Varga, B.: nr. 3, p. 119; nr. 7, p. 330
Varga, I., nr. 3, p. 119
Vasilescu, V.: nr. 8, p. 386; nr. 11, p. 559
Vasilescu, Gh.: nr. 12, p. 588
Vintilă, H.: nr. 8, p. 378
Vișan, Sanda: nr. 7, p. 333; nr. 8, p. 373
Vișinică, C.: nr. 12, p. 592
Vîlceanu, S.: nr. 8, p. 378
Vlaicu, Gh.: nr. 3, p. 142; nr. 5, p. 202
Vlădescu, M.: nr. 4, p. 149

W

Wanyorek, C.: nr. 8, p. 402
Winckelbauer, C.: nr. 11, p. 542

INDEXUL ARTICOLELOR APĂRUTE ÎN ANUL 1987

METALURGIE EXTRACTIVĂ

Studiul permeabilității la gaze a unui furnal în funcție de parametrii de insuflare și de încărcătura metalică (nr. 1) 5

Influența gradienților termici din camerele cuptorului continuu inelar asupra regimului de coacere a produselor carbonice (nr. 1) 9

Caracterizarea din punct de vedere petrografic a huilelor slab cocsificabile și necocsificabile din Valea Jiului (nr. 2) 53

Analiza termometrică în controlul producției metalurgice (nr. 2) 59

Influența prafurilor de turnare de tip LUB-9 și LUB-2 asupra impurificării cu incluziuni nemetalice a oțelului cu conținut scăzut de carbon (nr. 2) . 61

Cercetări privind stabilirea parametrilor optimi ai zgurelor de la elaborarea ferocromului carburat (nr. 3) 105

Contribuții la dezvoltarea tribotehnicii în metalurgie (nr. 3) 109

Cercetări privind comportarea feroaliajelor cu siliciu și mangan la depozitare îndelungată (nr. 4) . 149

Creșterea producției de fontă și reducerea consumului de cocs prin folosirea unei instalații de ardere optime (partea II-a) (nr. 4) 153

Implementarea modelului matematic bidimensional la cuvele de electroliză a aluminiului (nr. 4) . . 181

Cercetarea științifică și creativitatea tehnică în slujba modernizării producției 185

Aspecte și cauze privind influența calității electrozilor folosiți în condiții UHP asupra consumului specific de electrozi (nr. 5) 193

Corelații între difuziunea și solubilitatea unor gaze în oțelul lichid (nr. 5) 197

Fabricarea aglomeratului cu bazicități cuprinse între 4,5 și 8,2 (nr. 6) 245

Considerații asupra creșterii gradului de asimilare a aluminiului la dezoxidarea și alierea oțelurilor de convertizor (nr. 6) 248

Considerații privind căptușelile monolitice acide ale oalelor de turnare (nr. 6) 253

Cercetări pentru obținerea unui cupru de puritate ridicată prin rafinare electrolitică cu curent inversat periodic (nr. 7) 318

Considerații privind natura și constituția fizico-chimică a fazelor din prealiaje de tip Ni—B (nr. 7) . . 322

Determinarea conținutului de hidrogen din aliajele de aluminiu (nr. 7) 330

Metode de solubilizare a elementelor prin procedee hidrometalurgice în vederea valorificării (Lucrare de sinteză) (nr. 7) 333

Modernizări ale instalațiilor și tehnologiilor de tratare în vid a oțelului lichid (nr. 8) 357

Întreținerea la cald pentru torcretare a căptușelilor agregatelor termice (nr. 8) 564

Modelarea și simularea procesului de grafitare (nr. 8) 369

Metode de recuperare a elementelor din soluții în vederea valorificării lor (nr. 8) 373

Influența granulației și umidității șarjei asupra productivității bateriilor de cocsificare cu încărcare în vrac (nr. 9) 413

Aspecte privind utilizarea lianților chimici în suspensie coloidală la obținerea produselor refractare cu caracteristici superioare (nr. 9) . . . 418

Studierea influenței supragranulației minereurilor, calcarului și combustibilului asupra regimului de aglomerare (nr. 9) 423

Stadiul influenței compoziției electrolitului asupra purității cuprului rafinat prin electroliză cu curent inversat periodic (nr. 9) 427

Preocupări pentru introducerea procedeelor de tratare a oțelului în afara agregatului de elaborare (nr. 9) 434

Conducerea procesului de convertizare a matelor cuproase în vederea reducerii consumurilor de materii prime, materiale și energie (nr. 10) . . 488

Metode de creștere a ponderii fierului vechi în încărcătura convertizoarelor cu oxigen de tip LD (nr. 10) 498

Conductibilitatea electrică a unor zgure utilizate la retopirea electrică sub zgură (nr. 10) 505

Compoziția chimică și mineralogică a lipiturilor formate în procesul de topire în suspensie (nr. 10) 508

Cercetări privind valorificarea smoalei de cocserie (nr. 11) 521

Studierea influenței participării fracțiilor fine din amestecul de aglomerare asupra parametrilor de proces (nr. 11) 526

Metalurgia cu plasmă-realizări și perspective (nr. 11) 529

Noi tehnologii aplicate în elaborarea oțelurilor de rulmenți de calitate (nr. 11) 536

40 de ani în slujba dezvoltării industriei metalurgice românești (nr. 12) 575

Organizarea rațională a fluxurilor tehnologice în secțiile de producere a cocsului (nr. 12) 578

Modernizarea procesului de elaborare a oțelului în convertizorul cu oxigen (nr. 12) 583

Familia cuptoarelor electrice proiectate de IPROMET (nr. 12) 588

Secții de feroaliaje proiectate de IPROMET pentru producții de masă (nr. 12) 592

Valorificarea zgurelor de oțelărie (nr. 12) 595

Fabricarea granulelor abrazive de carbură de siliciu (nr. 12) 601

Contribuția IPROMET la introducerea calculatoarelor de proces în industrie (nr. 12) 604

Variația nivelului indicatorului „Cheltuieli materiale la 1000 lei producție marfă" la modernizarea obiectivelor industriale existente (nr. 12) . . 611

Realizări în domeniul exportului de instalații (nr. 12) 613

PRELUCRĂRI METALURGICE

Integrarea sistemelor informatice în conducerea automată a proceselor de laminare (nr. 1) . . . 16

Efecte comparative ale cementării și nitrurării ionice asupra rezistenței la oboseală a oțelului 21TiMnCr12 (nr. 1) 19

Un model de element finit al răcirii libere a unei brame. Rezultatele numerice obținute la determinarea cîmpului termic în semifabricatul nedeformat (nr. 1) 24

Epurarea electrochimică a apelor reziduale de la secțiile de galvanizare. Ape impurificate cu ioni $PO4^{3-}$ și ioni CN^{-} (nr. 1) 29

Unele considerații privind remanierea pieselor matrițate prin sudare și rematrițare (nr. 2) 69

Cercetări privind rezistența la oboseală a oțelurilor pentru rulmenți (nr. 2) 71

Posibilități de reducere a consumului de zinc în procesul de electrodepunere (nr. 2) 75

Considerații asupra tratamentului termic al axelor din oțel 34MoCrNi15 (nr. 2) 92

Metodă pentru prognozarea calității benzii laminate la cald din oțel silicios cu grăunți orientați (nr. 3) 111

Determinarea parametrilor termocinematici și a cuplului de laminare în cazul laminării la cald a benzilor. Calculul mărimilor cinematice care intervin la laminarea benzilor (nr. 3) 113

Cercetări privind elaborarea și caracteristicile cuprului microaliat cu crom și zirconiu — material special destinat tehnicii de vîrf (nr. 3) 127

Cercetări privind efectul încălzirii de scurtă durată după tratamentul termic de punere în soluție asupra proprietăților mecanice și electrice ale aliajelor AlMgSi deformate plastic la rece și îmbătrînite artificial (nr. 3) 139
Studiul prin spectroscopie de reflexie al amestecurilor de pulberi opace (nr. 3) 142
Determinarea parametrilor termocinematici și a cuplului de laminare în cazul laminării la cald a benzilor. Bilanțul puterii și calculul cuplului de laminare (nr. 4) 160
Cercetări pentru realizarea tablelor groase din oțel criogenic cu conținut scăzut de nichel (nr. 4) . . 164
Considerații privind obținerea aliajelor superușoare aluminiu-litiu pentru industria aeronautică (nr. 4) 167
Spectrele ionilor de fier în medii corosive acide și alcaline 202
Determinarea spectrofotometrică a urmelor de zinc din aliajele ușoare (nr. 5) 204
Determinarea parametrilor termocinematici și a cuplului de laminare în cazul laminării la cald a benzilor. III. Rezultate numerice (nr. 5) . . . 206
Metodă de laborator pentru stabilirea dependenței presiunii medii în zona de deformare la laminare de principalii parametri ai procesului (nr. 5) . 213
Considerații teoretice de calcul al seriilor de tr gere la mașinile de trefilat cu alunecare (nr. 5) . . 216
Analiza fizico-chimică cu microsonde laser a materialelor metalice (nr. 5) 222
Cercetări privind tragerea țevilor capilare pe dorn deformabil (nr. 6) 256
Contribuții la studiul și testarea capacității de lubrifiere a unsorilor plastice (nr. 6) 259
Metoda de calcul asistată de calculator a turațiilor cajelor laminoarelor de reducere la cald a țevilor (nr. 6) 261
Metalurgia metalelor pure și a materialelor semiconductoare (nr. 6) 267
Considerații privind modelarea reologică a comportării la deformarea plastică a materialelor metalice (nr. 6) 273
Cercetări privind influența unor tratamente preliminare diferite asupra deformării la cementare a oțelului 17CrNiMo6 (nr. 6) 293
Cercetări privind factorii implicați în realizarea tablelor groase utilizate în condiții de temperaturi coborîte și presiuni ridicate (nr. 7) 301
Simularea numerică a extrudării la cald a produselor axial-simetrice (nr. 7) 309
Cercetări experimentale privind transformarea martensitică reversibilă în aliaje de tip „marmem" din sistemul Cu-Zn-Al (nr. 7) 326
Tehnologia de fabricație a țevilor pentru mufe din țevi sudate longitudinal (nr. 8) 375
Cercetări privind amplasarea și funcționarea unui preîncălzitor mixt pentru cuptoarele adînci (nr. 8) 378
Influența nichelului asupra caracteristicilor contactelor electrice sinterizate pe bază de argint (nr. 8) 380
Nitrurarea în amestecuri de gaze (nr. 8) . . 383
Considerații privind laminarea cu răcire dirijată a oțelului beton (nr. 8) 386
Procedee noi de obținere a benzilor din oțel electrotehnic cu grăunți orientați (nr. 9) 439
Cercetări privind tehnologia sudării prin frecare cu aplicații în construcția utilajului petrolier (nr. 9) 442
Noi materiale metalice pentru tehnologii de vîrf din domeniul energeticii (nr. 10) 471
Intensificarea transformărilor la călirea oțelurilor în cîmp ultrasonor (nr. 10) 479
Contribuții la studiul influenței stării structurale a materialului prelucrat asupra uzării sculelor (nr. 10) 482
Metoda de determinare a tendinței spre fisurare a îmbinărilor sudate din table cu grosime mai mare de 20 mm (nr. 10) 486
Cercetări asupra substructurii unor oțeluri de îmbunătățire cu un conținut redus în Cr, Ni și Mo, microaliate cu bor sau bor și titan (nr. 10) . . 494
Studii privind parametrii termomecanici la deformarea aliajului TiAl5Sn3 (nr. 10) 511
Cercetări privind optimizarea prin metoda simulării a parametrilor de procesare la rece a benzilor din oțel electrotehnic cu grăunți orientați (nr. 11) 542
Caracteristici de rezistență ale unui oțel inoxidabil durificat prin precipitare (nr. 11) 546
Optimizarea procesului de rectificare cu corpuri abrazive (nr. 11) 563
Contribuții privind tehnologia de forjare a prăjinilor de foraj (nr. 12) 607

TURNĂTORIE

Modelarea procesului de formare a aderențelor mecanice (nr. 1) 33
Metoda de atac adînc pentru studiul microstructurii tridimensionale a fontelor albe aliate, cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj (nr. 1) 36
Mecanismul și cinetica procesului de acoperire superficială prin turnare (nr. 1) 39
Simpozion național privind noutățile și tendințele în cercetarea, producția și utilizarea produselor din bazalt (nr. 1) 42
Posibilități de utilizare a produselor de bazalt în industria metalurgică (nr. 2) 80
Considerații termodinamice asupra obținerii grafitului nodular (nr. 2) 83
Îmbunătățirea procedeului de confecționare a miezurilor pe bază de silicat de sodiu (nr. 2) . . . 89
Fonta cu grafit nodular la 40 de ani de existență (nr. 2) 95
Structura lingourilor de aluminiu turnate semicontinuu (nr. 3) 119
Cercetări privind dirijarea solidificării aliajelor turnate și reducerea consumului de aliaj lichid pentru maselote prin folosirea materialelor termoizolante (nr. 3) 122
Considerații privind alierea superficială a pieselor turnate din oțel (nr. 3) 130
Considerații asupra regenerării amestecurilor de formare prin frecare umedă (Lucrare de sinteză) (nr. 3) 132
Dozarea și controlul amestecului pe bază de silicat de sodiu și argilă (nr. 3) 137
Cercetări privind modelarea fizică a procedeului de retopire electrică sub zgură (nr. 4) 156
Considerații asupra eficienței adaosurilor carbonice solide utilizate pentru îmbunătățirea suprafețelor pieselor turnate din fontă (nr. 4) . . . 170
Cercetări privind posibilitățile de îmbunătățire a prelucrabilității prin așchiere a oțelurilor de tip Hadfield (nr. 4) 173
Modelarea cineticii proceselor metalurgice care însoțesc elaborarea în cuptorul cu inducție (nr. 4) . 178
Măsuri de organizare și modernizare a proceselor de producție în turnătorii. Introducerea de tehnologii noi și avansate (nr. 4) 184
Utilizarea tehnologiei de modificare a fontei în oale acoperite cu bazin (nr. 5) 227
Cercetări cu privire la influența duratei de menținere la temperatura de turnare între operațiile de modificare și turnare asupra caracteristicilor mecanice și structurale ale unor aliaje de aluminiu (nr. 5) 232
Metode fizice utilizate pentru creșterea capacității de liere a soluțiilor de silicat de sodiu întrebuințate la fabricarea miezurilor și formelor (nr. 5) 236
Cercetări privind efectul de modificare a unor adaosuri de microaliere asupra proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu (nr. 6) 264

Corelația dintre proprietățile termodinamice și procesele de elaborare și turnare a aliajelor speciale pe bază de aluminiu (nr. 6) 269
Experimentări privind utilizarea deșeurilor de carbură de siliciu la elaborarea fontei în cuptoare cu inducție și în cubilou (nr. 6) 277
Considerații privind perfecționarea tehnologiei de elaborare a fontei în cubilou în vederea utilizării cocosului mărunt de calitate inferioară (nr. 6) . . 281
Optimizarea compozițiilor chimice ale fontelor cenușii de înaltă rezistență (nr. 6) 291
Cercetări privind efectul de modificare al unor adaosuri de microaliere asupra structurii aliajelor de aluminiu (nr. 7) 336
Dirijarea favorabilă a termodifuziunii umidității la uscarea formelor și a miezurilor de turnătorie (nr. 7) 340
Tendințe pe plan mondial privind turnarea aliajelor în forme cu modele gazificabile (nr. 7) . . . 343
Aliaje modificatoare pentru fonte (nr. 7) 349
Rezistența la coroziune a fontelor cu grafit lamelar aliate în medii de acizi minerali și clorură de sodiu (nr. 8) 390
Înlocuirea oțelurilor de îmbunătățire aliate cu fontă cu grafit nodular (nr. 8) 394
Solidificarea dirijată: eroarea (statică) și corectarea (dinamică) a metodei cercului expansiv înscris (nr. 8) 402
Cercetări experimentale privind obținerea straturilor superficiale prin turnare (nr. 9) 449
Procese fizice care au loc la vibrarea aliajelor turnate. Efecte tehnologice. Principii de proiectare a instalațiilor de vibrare (nr. 9) 452
Cubilou cu două rînduri de guri de aer cu alimentare cu aer în regim optimizat, în vederea utilizării cocsului mărunt (nr. 9) 458
Fonte de înaltă calitate (nr. 9) 433
Cercetări privind posibilitatea refolosirii integrale a nisipului regenerat la confecționarea formelor pe bază de rășini furanice (nr. 10) 516
Sisteme de materiale și procedee de turnare a aliajelor antifricțiune pentru cuzineți (nr. 11) 551
Considerații asupra dezbaterii miezurilor din piesele turnate din aliaje feroase și bronzuri (nr. 11) . 556
Aspecte ale utilizării bentonitelor organofilizate ca antideponanți la prepararea vopselelor pentru turnătorie (nr. 11) 655
Instalație de realizare a vidului în condiții de laborator pentru executarea formelor și a miezurilor vidate (nr. 11) 562

CENTRUL DE DOCUMENTARE TEHNICO-ȘTIINȚIFICĂ ȘI INFORMARE

centrozap

Societate de comerț exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

- secții complete
- linii tehnologice
- mașini și instalații
- subansamble pentru instalații metalurgice și cocsochimice
- servicii de construcție-montaj

Pentru informații detaliate vă rugăm să vă adresați Societății de comerț exterior cu răspundere limitată

CENTROZAP

ul. Mickiewicza 29
40–085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon, 513–401; Telex: 0315771 cp pl

PUBLICOM

INTREPRINDEREA PRODUCE :

- **MATERIALE ABRAZIVE** (de calitate superioară
  - -CARBURĂ DE SILICIU
  - -ELECTROCORINDON
- **CORPURI ABRAZIVE** (o gama variata de forme dimensiuni)
- **ABRAZIVI PE SUPORT** (o gamă mare de sortimente)

1989 FEB 21

- **MATERIALE ELECTROCĂRBUNOASE** (de diferit sortotipuri)
  - -ELECTROZI SIDERURGICI
  - -ELECTROZI DE BATERII
  - -ELECTROZI DE CRĂIȚUIRE

CLUJ - NAPOCA

PIAȚA 1 MAI NR. 3
TEL.: 32047 TELEX: 31364

E 3280

METALURGIA

Referatul
R 1988 JUN 22

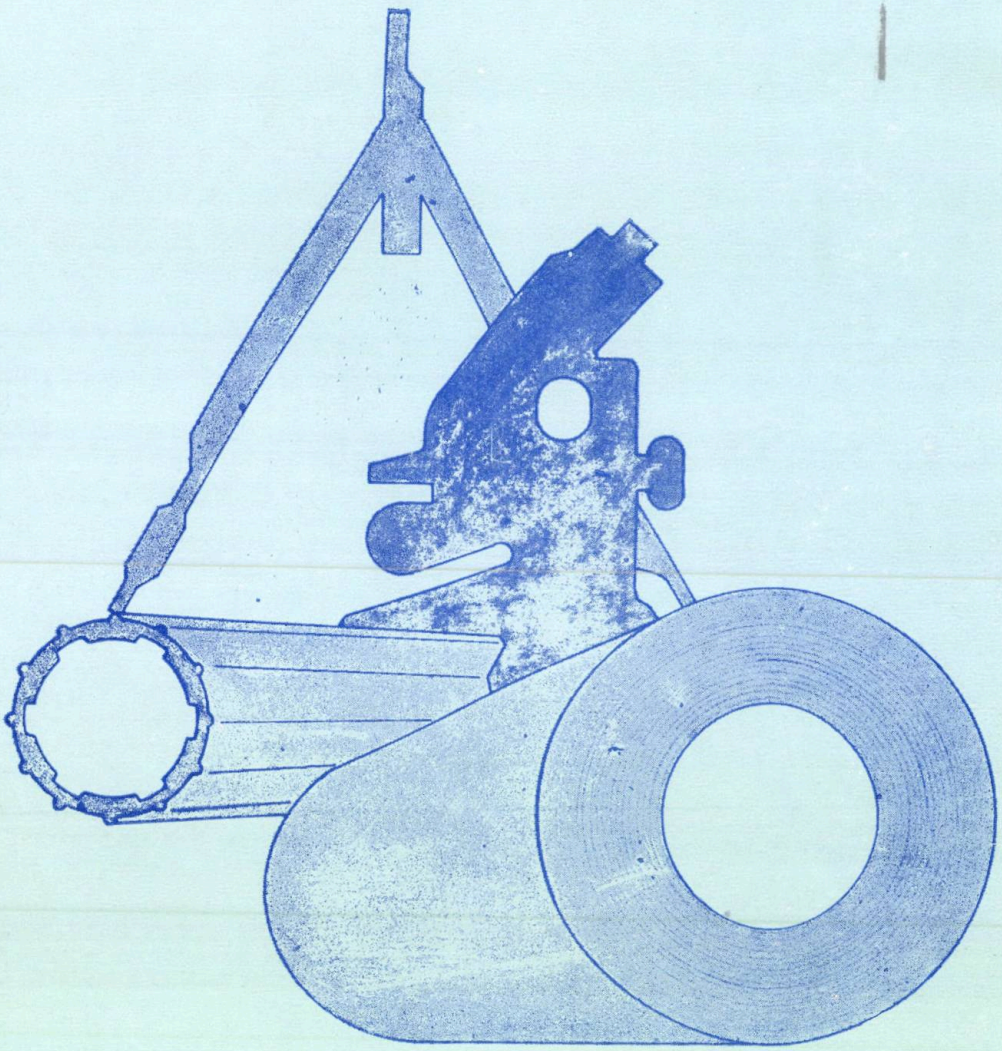
4

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XL • NR. 4 • APRILIE 1988

FILIALA DIN SLATINA
A INSTITUTULUI DE CERCETĂRI METALURGICE—BUCUREŞTI

Execută pe bază de contracte

- **Studii și lucrări de cercetare în domeniile:**
  - **—produse extrudate trase din aluminiu și aliaje de aluminiu;**
  - **—produse plate din aluminiu și aliaje de aluminiu.**
- **Inginerie tehnologică în domeniile:**
  - **—turnarea aluminiului și a aliajelor de aluminiu;**
  - **—extruziunea aluminiului și a aliajelor de aluminiu;**
  - **—confecții din aluminiu.**



A C I T P A SLATINA

METALURGIA

Anul 40 Nr. 4 Aprilie 1988

CUPRINS

Panaitescu, Cornelia: **Cercetarea petrografică a structurii cocsului** 169

Collin, G.: **Smoala de huilă și utilizarea acesteia** 175

Porțeanu, M.: **Reducerea pierderilor de putere în rețelele de alimentare cu energie electrică a cuptoarelor cu arc** 184

Brănescu, P.: **Considerații privind modul de stabilire a prețului de valorificare a fierului vechi** 191

Gaba, A.: **Model matematic de calcul al transferului de căldură în cuptoarele de încălzire** 194

Popescu, N., Aloman, A. și *Isac, Mihaiela:* **Îmbătrînirea deformațională, stadiile și cinetica procesului** . . 199

Florian, E., Popescu, S. și *Geamănu, C.:* **Oxidarea și decarburarea oțelurilor la încălzire în vederea tratamentelor termice** 203

Mitrofan, A., Decean, V. și *Ripoșan, I.:* **Realizări în fabricația pieselor mari din fontă cenușie austenitică nemagnetică** 206

Bratu, C., Sofroni, L. și *Ștefănescu, Fl.:* **Influența factorilor tehnologici asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald, la piesele turnate din oțel** . . . 209

Negrea, I. și *Roșca, Cristina:* **Bazele teoretice ale procesului de rectificare cu corpuri abrazive. Modelul static al corpurilor abrazive** 213

REVISTA REVISTELOR . . . 193, 205, 208, 212, 220

COLEGIUL DE REDACȚIE

MARIN ENACHE, DAN DULAMĂ, COSTACHE TROTUȘ, NECULAI AGACHI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, ION DRĂGAN, MIRCEA DRĂGULIN, TITI DULĂMIȚĂ, SABIN FAUR, ALEXANDRU FLOREA, SUZANA GĂDEA, CONSTANTIN GIOGU, CONSTANTIN IONESCU, EMIL IONESCU, PETRE MARCU, MIHAI NICA, MIHAI NICULESCU, FLOREA OPREA, IULIU OVESEA, ONOFREI PARASCAN, IGINIO PAVONI, CORNELIU RIZESCU, BUJOR ROȘCA, MARIA SAVU, ION SUCIU, LAURENȚIE SOFRONI, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRON
Redactor: ELENA PÂRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. „Informația" — c. 2081

CONTENTS

DC: 620.18;662.741.3

Panaitescu, Cornelia: **Petrographical researches on coke structure**

The paper presents the theoretical basis of the relationship between major characteristics of the charging coal and coke structure, the research and determination system, as well as the results which have been obtained.

Metalurgia 40 (1988), nr, 4, p. 169—174

DC: 668.738

Collin, G.: **Pit coal pitch and its use**

The paper presents the formation of pit coal pitch, components and binding properties, as well as the use of this type of pitch at road building, in order to improve the coal quality for coking and as anode, electrode and coke binder.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 175—183

DC: 46.462: 621.745

Porţeanu, M.: **Power less reduction in electric supply networks for arc furnaces**

The paper studies several solutions for power loss reduction by reducing the electric energy consumption in the technological flow, by extending the furnace capacities and by improving the furnace under operation.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 184—190

DC: 004.8: 621.745.44

Brănescu, P.: **Considerations on the way of establishing the scrap cost**

The paper presents a way of establishing the scrap cost according to the cost of raw materials, material and energy fluid consumption in electric arc furnace and BOF steelmaking.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 191—193

DC :536.24 ; 669.041

Gaba, A.: **Calculation mathematical model of heat transfer in heating furnaces**

The authors describe a calculation mathematical model of heat transfer in heating furnaces, while comparing the results which had been obtained with the experimentally determined results.

The mathematical model may be used in order to stimulate the heat regimes of the heating furnaces under different operation and equipment conditions.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 194—198

DC: 539.389.3

Popescu, N., Aloman, A., Isac, Mihaiela: **Deformational ageing, process stages and kinetics**

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 199—202

DC: 621.357.9

Florian, E., Popescu, S. and *Geamănu, C.:* **Steel oxidation and decarburation during heating for heat treatment**

The authors present the oxidation and decarburation reactions which occur during the heat treatment of steels in salt bath or in gas media.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 203—205

DC: 669.162.275.144

Mitrofan, A., Decean, V. and Ripoşan, I.: **Progresses in the manufacturing of large parts made of antimagnetic austenitic gray cast iron**

The paper presents the problem of producing large parts such as bodies with antimagnetic characteristics, for equilibrium and overracing machines of electric turbine rotors.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 206—208

DC: 621.747

Bratu, C., Sofroni, L. and *Ştefănescu, Fl.:* **The influence of the technological factors on the trend of forming hot crackings in steel castings**

The paper presents the main factors (steel nature, mould nature, casting conditions and casting geometry) which influence the trend of forming hot crackings in steel castings, by analysing in detail the chemical composition.

Furthermore, the authors presents the experimental data, making recommendations in order to prevent the formation of hot crackings.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 209—212

Negrea, I. and *Roşca, Cristina:* **Theoretical bases of the grinding process with abradant bodies. Abradant body statie model**

The optimizing of the grinding process with abradant bodies was achieved on the basis of a process kinetic model. In order to optimize the tool parameters and in order to select the optimum characteristics of abradant bodies, the authors work out its statistical model.

Metalurgia 40 (1988) nr. 4, p. 213—218

SOMMAIRE

CD: 620.18: 662.741.3

Panaitescu, Cornelia: **L'analyse pétrographique de la structure du coke**

L'article présente la base théorique de la relation entre les caractéristiques principales des charbons de charge et la structure du coke, le système d'analyse et de détermination de même que les résultats obtenus.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 169—174

CD: 668.738

Collin, G.: **La poix d'houille et son utilisation**

L'article présente la formation des poix d'houille, leurs composants et leurs propriétés de liage, de même que l'utilisation de ce type dans la construction des routes, pour améliorer la qualité des charbons de cokéfaction et en tant que liant pour anodes, électrodes et coke.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 175—183

CD: 46.462: 621.745

Porţeanu, M.: **La diminution des pertes de puissance dans les réseaux d'alimentation d'énergie électrique des fours à arc**

L'article analyse certaines possibilités de diminution des pertes de puissance par la réduction de la consommation technologique d'énergie électrique, par l'augmentation de la capacité des fours et par le perfectionnement du four en service.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 184—190

CD: 004.8: 621.745.44

Brănescu, P.: **Considérations sur la détermination du prix de mise en valeur des ferrailles**

L'article présente le mode de détermination du prix de mise en valeur des ferrailles en fonction du prix des matières premières, des matériaux et des fluides énergétiques utilisés à l'élaboration de l'acier dans les fours électriques à arc et dans les convertisseurs à oxygène.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 191—193

CD: 536.24: 669.041

Gaba, A.: **Modèle mathématique de calcul du transfert de chaleur dans les fours de chauffage**

L'auteur présente un modèle mathématique de calcul du transfert de chaleur dans les fours de chauffage et compare les résultats obtenus aux résultats expérimentaux.

Le modèle mathématique ci-dessus mentionné peut être utilisé pour la simulation des régimes thermiques des fours de chauffage en différentes conditions de fonctionnement et d'equipement.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 194—198

CD: 539.389.3

Popescu, N., Aloman, A. et *Isac, Mihaiela:* **Le vieillissement par déformation, les stades et la cinétiques du processus**

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 199—202

CD: 621.357.9

Florian, E., Popescu, S. et *Geamănu, C.:* **L'oxydation et la décarburation des aciers pendant le chauffage pour les traitements thermiques**

Les auteurs présentent les réactions d'oxydation et de décarburation qui ont lieu au cours des traitements thermiques des aciers en bain de sels ou en milieux gazeux.

Metalurgia 40 1988), nr. 4, p. 203—205

CD: 669.162.275.144

Mitrofan, A., Decean, V. et *Ripoşan, I.:* **Progrès dans la fabrication des pièces de grandes dimensions en fonte grise austénitique antimagnétique**

L'article envisage l'opération de fabrication de certaines pièces de grandes dimensions de type des châssis à caractéristiques antimagnétiques, pour les machines à équilibrer et à surtourner les roteurs des tourbines des centrales électriques.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 206—208

CD: 621.747

Bratu, C., Sofroni, L. et *Ştefănescu, Fl.:* **L'influence des facteurs technologiques sur la susceptibilité de fissuration à chaud des pièces coulées en acier**

L'article présente les principaux facteurs (le type de l'acier, de la forme, les conditions de coulée et la géometrie de la pièce coulée) qui influencent la susceptibilité de fissuration à chaud des pièces coulées en acier, tout en analysant en détail l'influence de la composition chimique.

On présente également des données expérimentales et on donne des indications pour prévenir l'apparition des fissures à chaud.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 209—212

CD: 621.921

Negrea, I. et *Roşca, Cristina:* **Les bases théoriques du processus de rectification à corps abrasifs. Le modèle du corps abrasif**

L'optimisation du processus de rectification à corps abrasifs a été réalisée à partir d'un modèle cinématique du processus.

Pour optimiser les paramètres de l'outil et pour choisir les caractéristiques optima du corps abrasif, on a élaboré le modèle statique de celui-ci.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 213—218

INHALT

DK: 620.18;662.741.3

Panaitescu, Cornelia: **Petrographische Untersuchung des Koksgefüges**

In der Arbeit werden die theoretischen Grundlagen der Beziehung zwischen Kohlesatz und Koksgefüge, das Untersuchungs-und Bestimmungssystem sowie die entsprechende Nomenklatur der betreffenden Ergebnisse dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 169—174

DK: 668.738

Collin, G.: **Steinkohlenteerpech und seine Nutzung**

In der Arbeit werden die Entstehung von Steinkohlenteerpech, dessen Inhaltsstoffe und Bindemitteleigenschaften dargestellt. Es werden ebenfalls der Einsatz des Steinkohlenteerpechs als Strassenbaubindemittel und bei der Verbesserung der Kokskohleeigenschaften, wie auch als Bindemittel für Kohlenstoffanoden, Elektrodengraphit und Pechkoks, angeführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 175—183

DK: 46.462;621.745

Porţeanu, M.: **Verminderung der Leistungsverluste aus dem Stromzuführungsnetz eines Elektrolichtbogenofens**

In der Arbeit werden einige Lösungen für die Einschränkung der Leistungsverluste die infolge der Verminderung des technologischen Energieverbrauchs, der Erhöhung der Ofenleistung und der Verbesserung des Ofenbetriebs eintreten, gegeben.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 184—190

DK: 004.8;621.745.44

Brănescu, P.: **Einige Betrachtungen hinsichtlich einer Methode für die Festsetzung der für die Schrottverwertung vorgesehenen Kosten**

In der Arbeit wird eine Festsetzungsmethode der Kosten für die Eisenschrottverwertung, in Abhängigkeit von den Verbrauch von Rohstoffen, Werkstoffen und energetische Flüssigkeiten, die bei der Stahlherstellung im Elektrolichtbogenofen und im Sauerstoffkonverter angewandt werden, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 191—193

DK: 536.24;669.041

Gaba, A.: **Mathematisches Modell für das Berechnen des Wärmeflusses im Nachwärmofen**

In der vorliegenden Arbeit wird ein mathematisches Modell für das Berechnen des Wärmeflusses im Nachwärmofen ausgewählt und die erzielten Ergebnisse werden mit den experimentell bestimmten Ergebnissen verglichen. Das mathematische Modell kann bei der Simulierung der thermischen Betriebe der Nachwärmöfen, mit verschiedenen betrieblichen-und Ausrüstungsbedingungen eingesetzt werden.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 194—198

DK: 539.389.3

Popescu, N., Aloman, A. und *Isac, Mihaiela:* **Verformungsalterung, Entwicklungen und Prozesstechnik**

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 199—202

DK: 621.357.9

Florian, E., Popescu, S. und *Geamănu, C.:* **Oxydation und Entkohlung von Stählen während der für die Wärmebehandlung vorgesehenen Erwärmung**

Es werden die Oxydations-und Entkohlungsreaktionen die während den Stahlwärmebehandlungen der Stähle in Salzbad oder in Gasmedium stattfinden, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 203—205

DK: 669.162.275.144

Mitrofan, A., Decean, V. und *Ripoşan, I.:* **Einige Entwicklungen zur Erzeugung von grossen, aus austenitischem, nichtmagnetischem Graueisen hergestellten Gussstücken**

Die Arbeit analysiert das Problem der Herstellung einiger grossen Werkstücken, die ähnlich den Gestellen sind und antimagnetische Eigenschaften aufweisen und die für den Ausgleichs-und Überdrehungseinrichtungen der Läufer von Elektrizitätswerkturbinen vorgesehen sind.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 206—208

DK: 621.747

Bratu, C., Sofroni, L. und *Ştefănescu, Fl.:* **Einfluss der verfahrenstechnischen Faktoren auf der Stahlgusstendenz zur Bildung von Wärmerissen**

Die Arbeit enthält eine Bestätigung der wichtigsten Faktoren (Stahlbeschaffenheit, Formbeschaffenheit, Giessbedingungen und Geometrie des Gussstücks), die die Tendenz zur Bildung von Wärmerissen des Stahlgusses beeinflussen, anhand einer eingehenden Analyse der Wirkung der chemischen Zusammensetzung.

Es werden ebenfalls die experimentellen Daten dargestellt und einige Empfehlungen zwecks der Benachrichtigung des Auftretens von Wärmerissen gemacht.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 209—212

DK: 621.921

Negrea, I. und *Roşca, Cristina:* **Theoretische Grundlagen des Rektifikationsprozesses mittels von abrasiven Körpern**

Die Optimierung des Rektifikationsprozesses mittels von abrasiven Körpern wurde anhand eines kinematischen Prozessmodells erzielt. Für die Optimierung der Werkzeugsparametern und für die Auswahl der optimalen Eigenschaften des abrasiven Körpers wurde ein statisches Modell des o.g. abrasiven Körpers auserarbeitet.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 213—218

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 620.18: 662.741.3

Панаитеску, Корнелия: **Петрографическое исследование структуры кокса**

В работе представлена теоретическая основа соотношения между основными характеристиками углей и структурой кокса, системой исследования и определения, а также и соответствующая номенклатура представления результатов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 169—174

ДК: 668.738

Коллин, Г.: **Каменноугольный пек и его применение**

Работа представляет образование каменноугольного пека, их компоненты и связывающие свойства, а также и их применение для дорожного строительства, для улучшения качества коксующихся углей и как связывающий материал для анодов, электродов и кокса.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 175—183

ДК: 46.462:621.745

Порцеану, М.: **Уменьшение потерь мощности в токоподводящей сети дуговых печей**

Работа анализирует некоторые методы уменьшения потерь мощности снижением технологического расхода электроэнергии, увеличением мощности печей и улучшениями оказывающим печам при технологической эксплуатации.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 184—190

ДК: 004.8: 621.745.44

Брэнеску, П.: **Соображения по способу установления цены освоения лома**

В работе представлен способ установления цены освоения лома в зависимости от цен расходов сырья, материалов и энергетических жидкостей, используемых при выплавке стали в электродуговой печи и кислородных конвертерах.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 191—193

ДК: 536.24: 669.041 194—198

Габа, А.: **Расчетная математическая модель теплопередачи в нагревательных печах**

Онисана расчетная математическая модель тепла передачи в нагревательных печах и сравниваются полученные результаты с теми определенные опытом. Математическая модель может быть использована для моделирования термических расплавов нагревательных печей при различных условиях действия и оснащения.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 194—198

ДК: 539.389.3

Попеску, Н., Аломан, А. и *Исак, Михаела:* **Деформационное старение, этапы и кинетика процесса**

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 199—202

ДК: 621.357.9

Флорьян, Е., Попеску, С. и *Джеамэну, С.:* **Окисление и обезуглероживание сталей при нагреве для термообработки**

Представлены реакции окисления и обезуглероживания, имеющие место при термообработке сталей в соляной ванне или в газовых средах.

Metalurgia 40(1988), nr. 4, p. 203—205

ДК: 669.162.275.144

Митрофан, А., Дечеан, В. и Рипошан, И.: **Достижения в изготовлении больших деталей из немагнитного аустенитного серого чугуна**

В работе анализирован вопрос изготовления больших деталей типа станин с антимагнитными характеристиками для балансировочных станков и высокооборотных роторов турбин термоцентралей.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 206—208

ДК: 621.747

Брату, К., Софрони, Л. и *Штефэнеску, Ф.:* **Влияние технологических факторов на тенденцию образования горячих трещин стальных отливок**

В работе представлены основные факторы (типа стали, характер формы, условия разливки и геометрия отливки), влияющие на тенденцию образования горячих трещин стальных отливок, анализируя подробно влияние химического состава.

Также представлены экспериментальные данные и даются рекомендации по предотвращению появления горячих трещин.

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 209—212

ДК:621.921

Негреа, И. и *Рошка, Кристина:* **Теоретические основы процесса шлифования абразивными телами. Статическая модель абразивного тела**

Metalurgia 40 (1988), nr. 4, p. 213—218

METALURGIA 4
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Dr. ing. Cornelia Panaitescu
Institutul politehnic Bucureşti

Cercetarea petrografică a structurii cocsului

CZ: 620.18; 662.741.3

Este bine cunoscută în prezent, la scară internaţională, valoarea carbopetrografiei cărbunilor, disciplină de cercetare fundamentală şi practic aplicativă a naturii, structurii şi gradului de carbonificare a cărbunilor [1], [2], [10]. Rezultatele acestor cercetări, din ce în ce mai corecte, concludente şi revelatoare, prin perfecţionarea aparaturii şi extinderea metodelor de investigaţie, au dus la o caracterizare cuprinzătoare a cărbunilor şi la înlesnirea găsirii căilor corespunzătoare de utilizare a lor.

Unul dintre rezultatele reprezentative pentru valoarea de aplicaţie practică industrială a carbopetrografiei este stabilirea unei relaţii strînse între caracteristicile cărbunilor şi şarjelor de cocsificare şi calitatea cocsului produs din acestea [2], [7]. Cercetările extinse, efectuate de-a lungul timpului asupra rangului şi compoziţiei petrografice a cărbunilor şi a şarjelor de la U.C.C. Hunedoara şi U.C.C. Galaţi [8], au arătat existenţa atît a corelaţiei menţionate, cît şi a legăturii directe dintre structura cocsului şi calitatea de utilizare a acestuia [11].

Caracterizarea optimă a structurii cocsului, în vederea explicării şi aprecierii proprietăţilor sale fizico-chimice şi mecanice, se face prin microscopia optică şi electronică [1], [4], [5] şi [10].

Metoda microscopiei optice oferă cele mai multe informaţii privind compoziţia structurală a cocsului şi, în directă legătură cu aceasta, a transformărilor pirogenetice de natură fizico-chimică ale substanţei cărbunoase la pirogenare [7]. Aceste transformări, esenţiale pentru structura şi rezistenţa cocsului, au loc în special în intervalul termic al fazei plastice a cărbunilor cocsificabili, 380 — 480°C, şi sînt dependente, în principal, de gradul de carbonificare a cărbunilor de şarjă şi, de asemenea, de compoziţia lor petrografică. Cocsul rezultat se caracterizează macro- şi microscopic printr-un anumit tip structural, mai mult sau mai puţin topit, compact şi legat intergranular, cu o porozitate specifică, care, în condiţiile menţinerii parametrilor tehnologici ai pirogenării constanţi, este condiţionat de rangul şi de compoziţia petrografică a materiei prime.

Aceste consideraţii reprezintă doar contextul teoretic general în care se poate discuta despre relaţia dintre caracteristicile şarjei şi calitatea cocsului. Cercetarea microscopică a structurii cocsului permite explicarea teoretică şi practică a acestei dependenţe: structură cocs — caracteristici de calitate ale cocsului.

Tehnica cercetării petrografice a structurii cocsului pentru obţinerea unor rezultate concludente în sensul menţionat, nu este standardizată internaţional, ca la cărbuni. Ea se practică relativ frecvent în ultimul deceniu, în diferite laboratoare, dar utilizează încă metodologii şi nomenclaturi diferite, care îngreunează schimbul de informaţii.

Pentru înlesnirea înţelegerii termenilor care vor fi folosiţi în continuare este necesară următoarea precizare privind noţiunea de *structură a cocsului*. Ea cuprinde două elemente principale: substanţa de cocs (materialul solid) şi porozitatea totală, inclusiv macro- şi microfisurile din bucăţile de cocs. În substanţa de cocs se deosebesc: matricea cocsului, care se formează în urma transformărilor pirogenetice în faza plastică a componenţilor petrografici reactivi din cărbuni, şi incluziunile inerte, alcătuite din componenţii inerţi organici (inertinit) şi minerali. Substanţa de cocs, de dimensiuni şi caracteristici diferite, constituie pereţii porilor. La cocsificarea granulară se pot deosebi, în cadrul porozităţii totale, următoarele tipuri de porozităţi: porozitatea intergranulară (pori mari de degazare, apăruţi ca urmare a interacţiunii la temperatură şi a gradului de compatibilitate a granulelor diferitelor tipuri de cărbune cu rang şi compoziţie petrografică diferită); porozitatea intragranulară, din pereţii porilor mari (pori mici de degazare a materialului reactiv din granulele cărbunilor) şi sistemul interpori, care leagă diferiţii pori între ei (sistem de canale apărut prin contopirea porilor mai mari şi apropiaţi, sub influenţa presiunii de degazare sau prin lipsa unei legături

suficiente între granule). În figurile 1 și 2 sînt evidențiate aceste elemente ale structurii cocsului pentru două tipuri de cocs din șarje cu caracteristici net diferite: cocs din cărbune individual, foarte slab aglutinant (huilă flambantă — PLDL) și cocs din amestec de șarjă (tip U.C.C.H.). Între porozitatea intergranulară și aceea intragranulară, în afara mărimii porilor, nu se poate face, întotdeauna, o diferențiere netă, deoarece rangul și compoziția petrografică influențează gradul de viscozitate a fazei plastice, care condiționează dimensiunile porilor.

Un alt element important pentru calitatea cocsului, din punctul de vedere al rezistenței și reactivității lui în furnal, îl reprezintă tipul optic structural al matricei cocsului. Acesta se evidențiază microscopic prin aspectele de izotropie și anizotropie optică a substanței de cocs de vitrinit, dependente de rangul vitrinitului.

Comportarea la pirogenare, în intervalul termic 350(400) — 500(550)°C, a vitrinitului cărbunilor constituie elementul principal al formării unei anumite structuri a reziduului solid [3]. Vitrinitul este constituentul reactiv de bază pentru formarea unei structuri topite și legate a cocsului, dacă el posedă un grad de carbonificare corespunzător, prezentînd o reflectanță cu valori cuprinse între (0,9) 1 și 1,5% sau un procent de materii volatile de 19 — 30 (33)%. Acest vitrinit se înmoaie la încălzire, plastifiază și se degazează în faza plastică, umflînd masa fluidă, și aglutinează prin întrepătrunderea unităților structurale cărbunoase. Fluiditatea masei plastice permite mobilitatea structurală, care favorizează orientarea și creșterea unităților structurale aromatice — cristalitele pregrafitice. Tipul de anizotropie rezultat în urma pirogenării este expresia orientării, mărimii și repartizării în matricea cocsului a acestor cristalite.

Reziduul solid al pirogenării vitrinitului huilelor constituie substanța de cocs principală, respectiv matricea cocsului sau pereții porilor, care sînt îngroșați și frecvent întăriți prin incluziunile inertinitice sau minerale fin diseminate. Proprietățile optice ale substanței de cocs de vitrinit variază în raport cu rangul, mărimea și forma unităților structurale anizotropice care sînt caracteristice diferitelor tipuri de huile. Compoziția petrografică poate influența gradul de fluiditate (viscozitate) a fazei plastice, ceea ce se reflectă în caracterul optic structural al substanței de cocs. Acești doi parametri influențează și porozitatea, prin volumul, dimensiunile și forma porilor.

În condițiile unei tehnologii stabile de cocsificare, cu factori tehnologici constanți se formează anumite structuri ale reziduului solid care depind de caracteristicile materiei prime în felul următor:

— cu cît huila este mai tînără, de rang mai scăzut (de exemplu huile flambante sau de gaz) cu procent de materii volatile în vitrinit ($\%V_{vt}$) peste 36%, cu atît porozitatea totală a reziduului solid este mai mare; dimensiunile porilor sînt mai mici datorită lipsei plasticității; pereții porilor sînt mai subțiri, deci substanța de cocs este mai redusă; ea este optic izotropică;

— cu cît gradul de carbonificare crește spre huile tipice de cocs, randamentul de materii volatile scăzînd pînă la 20%, cu atît procesele din faza plastică își pun amprenta pentru producerea unui cocs de vitrinit anizotropic, bine topit, cu capacitate bună de înglobare a inerților; porozitatea totală și numărul porilor mici sînt mai reduse.

Aspectele de variație ale structurii optice a cocsului de vitrinit în funcție de rangul huilei, exprimat prin procentul de materii volatile și reflectanța vitrinitului, sînt redate în tabelul 1 și în micrografiile din figurile 1 — 6. În tabelul 1 coloanele corespund unor intervale de rang care cuprind huile cu grade de carbonificare apropiate; ordonarea tipurilor de anizotropie corespunde, în general, preponderenței procentuale a acestora și scăderii indicelui de materii volatile.

Substanța cocsului de vitrinit din huilele individuale de rang superior huilelor de gaz (tab. 1) prezintă o structură optică cu un anumit tip de anizotropie predominant și cu o intensitate de anizotropie redusă în cocsul de Anina (fig. 3) sau mozaic pe suprafețe mici în cocsul unor huile din Australia (fig. 9). În cazul amestecurilor de șarjă, domeniile de anizotropie optică de diferite tipuri și mărimi sînt unite între ele și cu substanța de cocs izotropică, atunci cînd există (fig. 4), datorită fazei plastice care determină continuitatea și rezistența la sfărîmare a pereților porilor și a matricei bucăților de cocs. Acolo unde limitele de separație sînt nete (fig. 5), se constituie linii sau suprafețe de potențială fisurare. De asemenea, susceptibilitatea de fisurare este mai mare la structurile anizotropice cu cristalite de dimensiuni foarte mici (anizotropie punctiformă) unde faza plastică a fost redusă, față de structurile mozaic pe suprafețe medii și mari (fig. 6) sau cu aspect de curgere (fig. 7).

Stabilirea compoziției structurale a cocsului presupune înregistrarea cantitativă a tuturor tipurilor de structuri și constituenți care alcătuesc substanța de cocs, a porozității, precum și a raporturilor volumetrice în care se află acestea unele față de altele. Determinarea necesită, deci, cunoașterea aspectelor microscopice ale diferitelor tipuri optice structurale

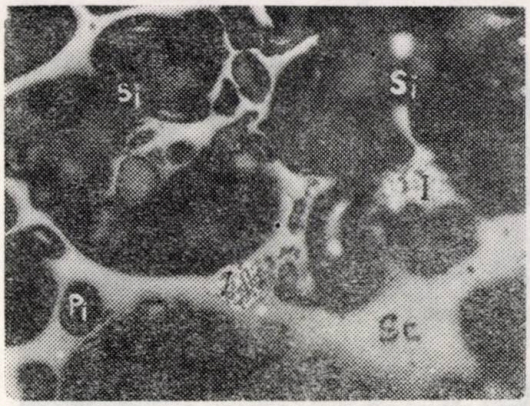


Fig. 1. Structură caracteristică pentru cocsul dintr-o huilă flambantă (tip Vulcan); imersie, 250x; S_c — substanţă de cocs; I — incluziuni; P_i — porozitate intragranulară; S_i — sistem interpori

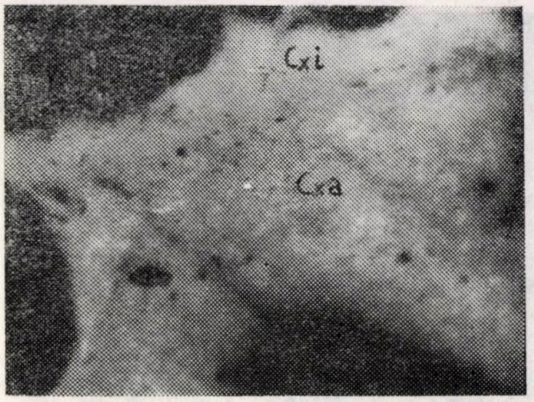


Fig. 4. Legătură bună prin fază de topire plastică între substanţa de cocs anizotropică punctiformă şi izotropică; imersie, 250x

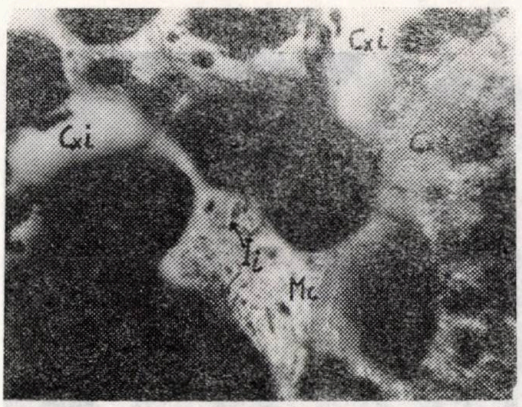


Fig. 2. Aspect structural de cocs dintr-o şarjă complexă; imersie, 125x; M_c — matricea cocsului; I_i — incluziuni inertinitice; C_{xi} — cocs izotropic; C_{xd} — cocs anizotropic

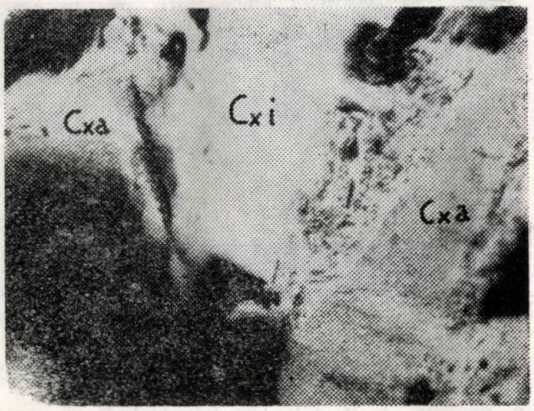


Fig. 5. Linii nete de separaţie între diferitele tipuri de structuri optice în matricea cocsului dintr-un amestec de şarjă; imersie, 250x

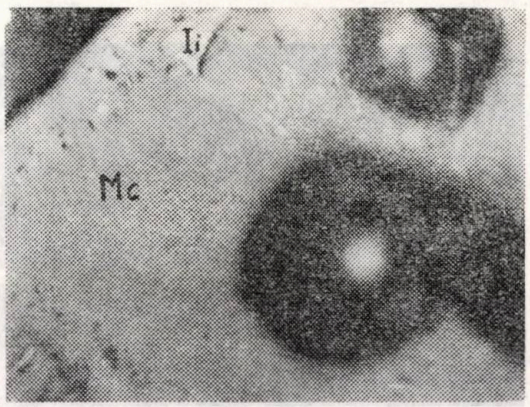


Fig. 3. Anizotropie punctiformă cu intensitate redusă în matricea cocsului unei huile grase de gaz (tip Anina); M_c = matricea cocsului; I_i = incluziuni inertinitice; imersie, 250x

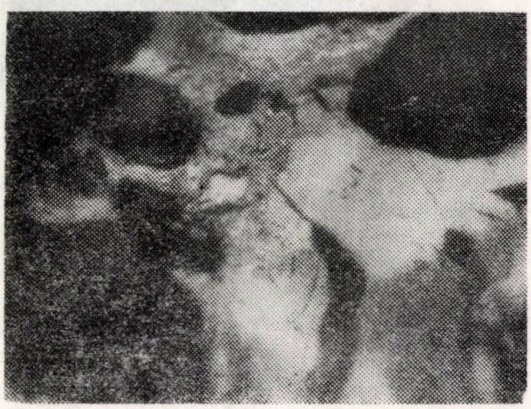


Fig. 6. Structură anizotropică mozaic pe suprafeţe mari; imersie, 250x; nicoli +

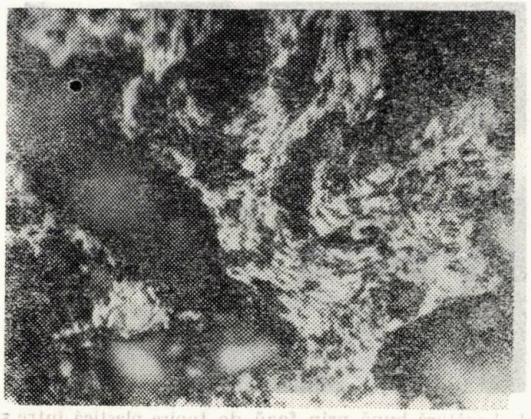


Fig. 7. Anizotropie cu aspect de curgere în microstructura cocsului dintr-o huilă grasă; imersie, 250x

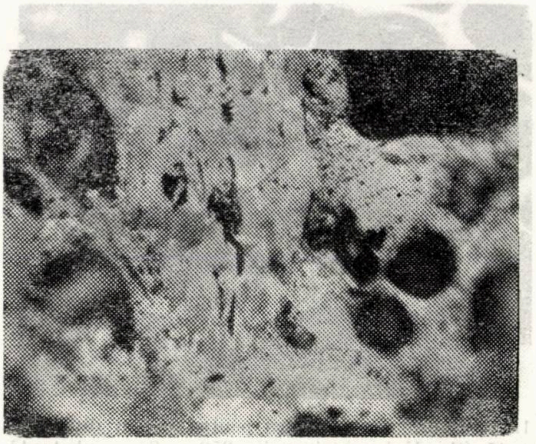


Fig. 10. Incluziune de semifuzinit cu structură anizotropică și extincție onduloasă în matricea cocsului dintr-o huilă cu volatile reduse; imersie, 250x; nicoli parțial +

Fig. 8. Granulă de fuzinit izotropic inclusă în matricea cocsului anizotropic dintr-o huilă grasă; imersie, 250x; nicoli parțial +

Fig. 11. Semifuzinit cu porozitate crescută prin degazare la cocsificare; imersie, 250x

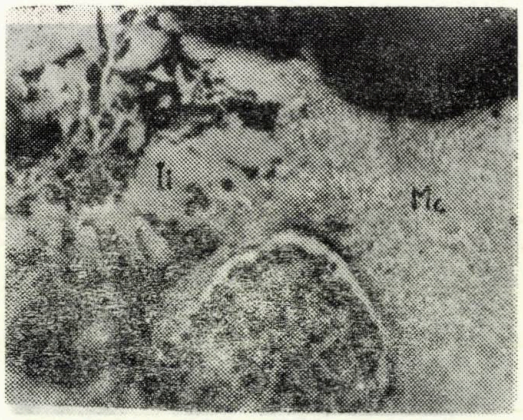


Fig. 9. Incluziuni inertinitice izotropice în structura anizotropică a matricei cocsului; imersie, 250x; nicoli parțial +

Fig. 12. Cocs de carbargilit, izotropic, cu porozitate orientată; imersie, 250x

Aspectele de variație a structurii optice a cocsului de vitrinit în funcție de rang *Tabelul 1*

	Rang					Observații
	1	2	3	4	5	
	$H_F - H_G$	$H_G - H_{Gr}$	H_{Gr}	H_C	H_C degresante	Condiții de valabilitate pentru cărbune
	$V_{Vi} > 36\%$ $\%RmVi \leqslant 0,8$	V_{Vi} : 29—33 % $\%RmVi$: 1—1,2	V_{Vi} : 25—28 % $\%RmVi$: 1,2—1,4	V_{Vi}: 20—24 % $\%RmVi$: 1,4—1,55	V_{Vi}: 19—20 % $\%RmVi$: 1,55—1,6	$V_{Vi} \simeq V^{inc}_{cărbune}$ $A^{anh}_{cărbune} \leqslant 8\%$
Tip optic structural	Cocs izotropic	Cocs anizotropic Tip: — punctiform — pe suprafețe foarte mici — intensitate de anizotropie scăzută	Cocs anizotropic Tip mozaic: — suprafețe medii — suprafețe mari — suprafețe mici — anizotropie fibroasă și de curgere în funcție de compoziția petrografică	Cocs anizotropic Tip mozaic: — suprafețe mici — suprafețe medii — suprafețe mari — rare aspecte de curgere	Cocs anizotropic Tip: — punctiform și mozaic — pe suprafețe mici — anizotropie pe suprafețe mari în granule netopite — intensitate de anizotropie ridicată	Alura de încălzire: $\simeq 1°C/min$
	Crește intensitatea de anizotropie →					

H_F = huile flambante; H_G = huile de gaz; H_{Gr} = huile grase; H_C = huile de cocs; H_C degresante = huile de cocs degresante

Compoziția petrografică a cocsului, % volumetrice *Tabelul 2*

Componenți structurali	Probe de cocs 1	2	3
Cocs izotropic [1]	—	5	21,8
Cocs anizotropic	36,8	24,5	21,4
Cocs mozaic:			
— punctiform	2,4	23,5 [2]	15,8
— suprafețe mici și medii (— 5 μm)	21,4	0,5	3,2
— suprafețe mari (+ 5 μm)	11,6	—	1,3
— aspect de curgere (fibros) (+ 5 μm, L/l > 4)	1,4	0,2	1,1
TOTAL MATRICEA COCSULUI	36,8	29,2	43,2
Raport procentual Cocs anizotropic: cocs izotropic	100: 0	83: 17	~ 50: 50
Inertinit [3] — izotropic	5,2	12,6	5,0
— anizotropic			
Material organic	42,0	41,8	48,2
Cocs de carbargilit [4]	1,5	1,6	4,1
Minerale argiloase	1,5	1,2	3,1
Pirita	1,3	—	0,9
Material mineral	2,8	1,2	4,0
TOTAL SUBSTANȚA COCSULUI	46,3	44,6	56,3
Porozitate [5]			
mm < 0,05	3,0	4,5	8,5
0,05—0,1	9,8	8,3	10,2
0,1—0,2	10,5	7,0	5,3
0,2—0,4	21,7	15,0	9,0
> 0,4	8,7	21,6	10,4
Porozitate totală (inclusiv microfisuri) [6]	53,7	56,4	43,7
TOTAL	100,0	100,0	100,0

[1] Topit și netopit: se pot reda împreună sau separat, în funcție de scop
[2] Intensitate de anizotropie redusă
[3] Izotropic și anizotropic: se redau împreună sau separat, în funcție de scop
[4] Se înregistrează în cazul carbargilitului foarte fin
[5] Intervalele de mărime pot varia după interesul cercetării
[6] Microfisurile se pot reda separat

ale matricei cocsului, conform prezentării din tabelul 1 și figurile 1 — 7 și, de asemenea, a incluziunilor inertinitice și minerale a căror pondere în structura cocsului depinde de compoziția petrografică a huilelor după grupe macerale, macerali și minerale. Pentru microstructurile acestor incluziuni trebuie să se facă corelarea cu materialul inițial din cărbune, care rămîne neschimbat sau își modifică parțial structura. Inertinitul cu structură celulară regulată, negelifiat — pirofuzinit, sclerotinit — sau cu grad de gelifiere redus — diferiți semifuziniți — rămîne izotrop în cocs (fig. 8 și 9) iar semifuzinitul foarte gelifiat poate forma structuri anizotropice cu intensitate ridicată și extincție onduloasă (fig. 10). Unii semifuziniți sînt parțial reactivi în procesul pirogenetic al cocsificării, prezentînd deformări și pierderi de substanță, respectiv pori de degazare (fig. 11). Substanța minerală argiloasă din cocsul de carbargilit păstrează, de asemenea, aspectul din cărbune (fig. 12).

Analiza structurii cocsului se efectuează după aceeași metodologie standardizată internațional ca și pentru structura petrografică a cărbunilor, în sensul înregistrării statistice a tuturor structurilor care se află sub intersecția firelor reticulare încrucișate, la deplasarea echidistantă a șlifului [6], [10]. Spre deosebire de cărbuni, la care determinările cantitative ale compoziției petrografice se efectuează pe șlifuri paralele din mărunt aglomerat, cu înregistrarea a cca 500 de puncte, la cocsuri este necesar să se efectueze determinări și pe bucăți prelevate pe lățimea pilotului de cocs, de la perete spre centrul camerei de cocsificare, pe direcția fluxului termic. Acestea folosesc la urmărirea variației calității cocsului în funcție de uniformitatea încălzirii, prin aprecierea gradului de topire și de plasticitate a structurii poroase și a uniformității degazării și fisurării.

Avînd în vedere că terminologia utilizată care, în general, are semnificație comparabilă pe plan internațional, se bazează pe un sistem de clasificare variabil pe plan local, în diferite laboratoare sau în diferite țări, Comitetul Internațional de Petrografia Cărbunilor — ICCP — desfășoară lucrări în scopul uniformizării și standardizării nomenclaturii și clasificării în petrografia cocsului.

În principiu, sistemul de clasificare se bazează pe individualizarea diferitelor tipuri microstructurale ale matricei cocsului după aspectul optic și dimensiuni, a incluziunilor după natura și aspectul lor și a porozității, după dimensiuni; sistemul interpori se poate înregistra numai la măriri reduse care oferă un cîmp de observație mai larg, pentru a nu fi confundat cu fisurile și pentru a se evidenția prin micrografii. Determinările se efectuează de obiecei la măriri de 250 — 500 x, care permit o identificare cît mai bună a structurilor. În tabelul 2 sînt redate rezultatele unei analize cantitative a structurii cocsului metalurgic, după sistemul utilizat în laboratorul de cocs al I.P.B. [7].

Caracterul mai mult sau mai puțin detaliat al înregistrărilor pentru diferiții componenți structurali, la analiza cantitativă a compoziției petrografice a cocsului, depinde de scopul determinării. Cercetarea pentru stabilirea caracteristicilor de calitate la comportarea în furnal a cocsului metalurgic necesită minimum de date [tab. 2].

În prezent, se efectuează, în cadrul Comitetului Internațional de Petrografia Cărbunilor și, de asemenea, în diferite laboratoare de cercetare interesate, studii și experimentări mai aprofundate privind contribuția diferitelor tipuri de constituenți ai grupei macerale *inertinit* la reacțiile din faza plastică, pentru alcătuirea structurii cocsului. Aceste cercetări interesează în special pentru aprecierea valorii de utilizare, în sectorul cocsochimic al metalurgiei, a cărbunilor cu procente ridicate de inertinit, ca de exemplu huilele permiane din emisfera sudică (Australia) și unele huile din Cehoslovacia, China ș.a.

BIBLIOGRAFIE

[1] Abramski, C., Kühlwein, F., Mackowsky, M-Th., Teichmüller, M., Stach E.: *Mikroskopie in der Technik.* Umschau-Verlag, Frankfurt am Main, vol. II., 1952.

[2] Ammosov, I., I., Eremin, I., V.: *Petrograficeskie osobennosti i svoistva uglei* Izd. A.N. U.R.S.S., 1963, p. 380.

[3] Blum, I., Ștefănescu, I.: *Tehnologia combustibililor solizi — Cocsificarea cărbunilor.* București, Ed. did. și ped., 1970.

[4] Cartney, T.J.: *Scanning electron microscopy of metallurgical cokes and residues from rapid pyrolisis of coal.* In: Fuel, Anglia, 50, 4, 1971, p. 457

[5] Frigge, J., Wolff, E. M.: *Examination of coke using the scanning electron microscope.* In: Fuel, Anglia, 49, 4, 1970, p. 436

[6] ICCP, *Internationales Lexikon für Kohlenpetrologie* Paris, C.N.R.S., 1971.

[7] Panaitescu, C.: *Cercetarea microscopică a desfășurării procesului termic în faza plastică, contribuție la studiul formării structurii cocsului.* Sesiunea jubiliară de comunicări tehnico-științifice, Hunedoara, sept. 1975, p. 22.

[8] Panaitescu, C.: *Stabilirea modificărilor de structură fizico-chimică ale componenților petrografici din cărbunii naturali în procesele de carbonificare și carbonizare.* Teză de doctorat, I.P.B. — Fac. de Tehnologie Chimică.

[9] Patrick, J., W.: *The development of the optical anisotropy in vitrites during carbonization* În: Fuel, Anglia, 52, 3, 1973, p. 198.

[10] Stach, E., Mackowsky, M-Th., Teichmüller, M., Taylor G., H., Chandra, D.: *Stach's textbook of coal petrology* Berlin, 1975, p. 428.

[11] Ștefănescu, I., Panaitescu, C. ș.a.: *Un nou criteriu de apreciere pentru valoarea tehnologică a cocsurilor brichete.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1975, p. 428.

Dr. ing. G. Collin,
Rütgerswerke AG, R. F. Germania

Smoala de huilă și utilizarea acesteia

Formarea smoalelor de huilă

Cu o cantitate de cca 8 mil. t/an existentă în prezent pe plan mondial, smoalele de huilă sînt, din punct de vedere cantitativ, cele mai importante produse ale chimiei cărbunilor (fig. 1).

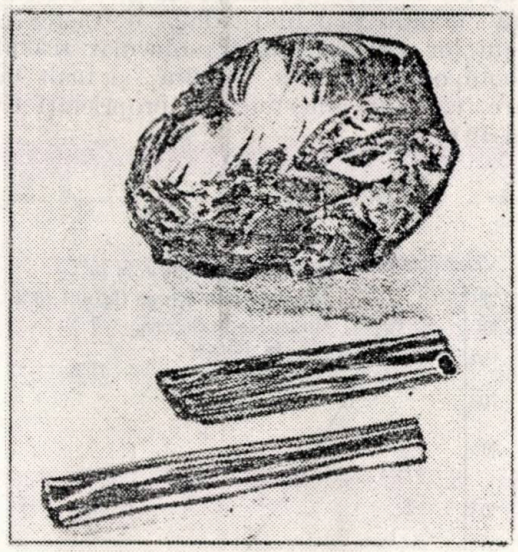


Fig. 1. Smoală de huilă (smoală bucăți și turnată continuu

Smoala de huilă este reziduul bituminos — termoplastic care se poate obține în proporție de cca 50% la distilarea primară a gudronului de huilă. Acest produs, la temperatura mediului înconjurător, este dur, sticlos și lucios. La temperatura de 50-80°C se înmoaie, iar la temperaturi ridicate devine un lichid vîscos.

În Europa se produc cca 3 mil. t/an smoală, ceea ce înseamnă aproape jumătate din producția mondială. Smoalele de huilă s-au utilizat în Europa încă de acum 150 ani, ca materie primă industrială, datorită dezvoltării procedeelor de distilare a gudronului de huilă. Această utilizare se datorește proprietăților deosebite ale acestui produs.

Componentele smoalei de huilă

Comparativ cu alte materiale bituminoase, smoalei de huilă îi este caracteristic conținutul de hidrocarburi și heterociclii aromatici condensați, din care este compusă, practic, în exclusivitate.

Din cromatograma de gaz a smoalei rezultă, în domeniul greutăților moleculare mai reduse, o serie de componente tipice (fig. 2). Printre acestea se numără hidrocarburile cu patru cicluri: fluorantren, piren și crisen; hidrocarburile cu cinci cicluri: benzofluorantren, perilen și picen; coronen cu șapte cicluri; în domeniul hidrocarburilor cu opt cicluri de tipul benzocoronenului, un exemplu pentru o

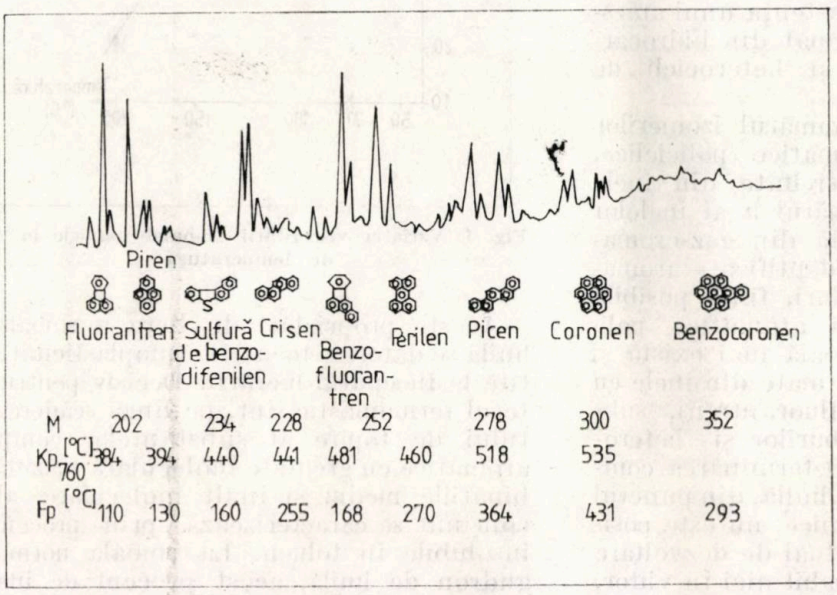


Fig. 2. Cromatograma smoalei de huilă

* Lucrare prezentată la SEMINARUL DE COCSOCHIMIE de la Hunedoara, România, 24 — 28.09.1984

combinație heterociclică îl constituie sulfura de benzodifenilen cu patru cicluri.

Greutățile moleculare ale combinațiilor, determinate prin cromatografie gazoasă, sînt cuprinse între aproximativ 200 și 350 (fig. 2), punctele de fierbere la presiune normală sînt de numai 400°C pînă la cca 550°C, iar punctele de topire ating peste 100—400°C. Prin cromatografia în fază

n	Numărul de PAH cu n inele de sase		
	kata-annelierte PAH	peri-condensate PAH	Σ
1	1	0	1
2	1	0	1
3	2	1	3
4	5	2	7
5	12	10	22
6	37	45	82
7	123	210	333
8	446	1002	1448

Fig. 3. Cifre izomerice privind hidrocarburile aromatice policiclice

gazoasă pot fi determinate analitic cca 30% din substanțele existente în smoala de huilă. Dintre componentele smoalei cu punctul de fierbere de 385—550°C, pînă acum au fost identificate analitic cca 80. Dintre aceste substanțe identificate, cca 60% sînt hidrocarburi aromatice condensate, numai 20% sînt heterocicli cu azot, 10% sînt heterocicli cu oxigen, iar 3% heterocicli cu sulf. De cca 70% din smoală, inclusiv procentele mediu-moleculare, se ocupă cromatografia în fază lichidă la presiune înaltă. Și în acest caz se constată existența unui amestec deosebit de complex, format din hidrocarburi aromatice policiclice și heterocicli de același tip.

În figura 3 se prezintă numărul izomerilor posibili de hidrocarburi aromatice policiclice, care sînt formați în exclusivitate din inele benzenice în funcție de numărul *n* al inelelor benzenice. După cum rezultă din gaz-cromatogramă, în smoală au fost identificate aromaticele policiclice, cu opt cicluri, fiind posibilă prezența unor hidrocarburi aromatice policiclice. De asemenea, în smoală mai există și o serie de sisteme cu inele formate din inele cu cîte cinci atomi de carbon (fluorantren), substanțe omoloage ale hidrocarburilor și heterociclilor aromatici policiclici. Determinarea completă a compoziției smoalei de huilă, din punctul de vedere al elementelor chimice, nu este posibilă în condițiile stadiului actual de dezvoltare al tehnicii de analiză și probabil nici în viitor. De fapt, această determinare completă este imposibilă și inutilă.

Cu cît este mai mare numărul de substanțe aromatice diferite ale unui domeniu anumit din smoală, cu atît sînt mai reduse concentrațiile de elemente izolate.

Din motive cantitative și de tehnologie, o izolare nu poate avea nici un fel de contribuție la utilizarea chimică a smoalei. De aceea, se utilizează numai un număr redus de hidrocarburi pure, obținute dintr-o fracțiune cu greutate moleculară mai scăzută a smoalei, care se utilizează, în cantități tehnice, ca produse preliminare obținute pentru coloranți (pirenul și fluorantrenul).

Proprietăți de liere ale smoalei

Pentru utilizarea smoalei de huilă, o importanță cu mult mai mare decît obținerea componentelor cu conținutul molecular scăzut o au componentele sale mediu și înalt moleculare, care, în amestec, au proprietăți tipice de lianți.

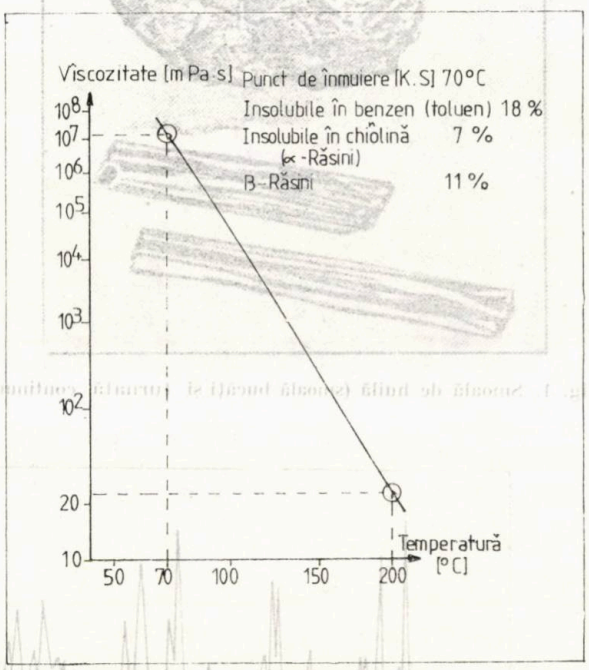


Fig. 4. Variația viscozității smoalei normale în funcție de temperatură

Aceste proprietăți de liere a smoalelor de huilă se datoresc tocmai termoplasticității amintite la începutul lucrării. Decisiv pentru caracterul termoplastic sînt, pe lîngă scăderea punctului de topire al substanțelor componente aromatice cu greutate moleculară scăzută, combinațiile mediu și înalt moleculare, al căror conținut se caracterizează prin procentul de insolubile în toluen. La smoala normală din gudron de huilă, acest procent de insolubile în toluen este, de obicei, de aproximativ 18%, iar conținutul de insolubile în chinolină din smoală — denumit și *răsini alfa* — este de 7% mai mare sau mai mic în funcție de varia-

țiile calitative ale gudronului inițial. Punctul de înmuiere al unui asemenea tip de smoală măsurat după Kramer și Sarnow este în jur de 70°C, corespunzînd unei viscozități de 15 m Pa.s. La temperaturi mai ridicate, comparativ cu alte materiale bituminoase, viscozitatea scade relativ bruse, la 200°C, pînă la cca 20 mPa.s. Datorită viscozității mult reduse și caracterului polar al substanțelor componente aromatice și heterociclice, la temperaturi de peste 150°C smoala umectează bine substanțele minerale anorganice, cărbunii naturali și cocsul, liindu-le bine, utilizînd o tehnică de formare adecvată.

Smoala liant utilizată în construcția de drumuri

În figura 5 se prezintă o marcă specială a Principatului Monaco în onoarea dr. Guglielminetti cu ocazia aniversării primei gudronări rutiere.

Un exemplu pentru lierea substanțelor minerale anorganice îl constituie construcțiile de drumuri bituminoase. Smoala de huilă se utilizează în acest scop de peste 80 de ani. În anul 1902 a fost realizată prima gudronare rutieră. Cu 20 de ani în urmă, pe plan mondial,

Fig. 5. Marca specială a Principatului Monaco în onoarea Dr. Guglielminetti cu ocazia aniversării primei gudronări rutiere

se utilizau cca 4 milioane t/an de amestecuri de smoală/țiței ca gudroane rutiere. La acea dată, bitumul petrolier, disponibil în cantități deosebit de mari, se utiliza ca materie primă de bază la construcțiile rutiere bituminoase. Ca urmare a creșterii considerabile a prețului bitumului, a crescut interesul pentru smoala de huilă.

Au fost realizate diferite combinații favorabile ale celor două materiale bituminoase: bitum de țiței și smoală de huilă; un exemplu îl constituie noul liant utilizat la construcția de drumuri, denumit *Carbobitum* 40 (fig. 6).

Este vorba despre un amestec compus din bitum-smoală moale, cu un conținut de 30% smoală specială și o rezistență la deformare

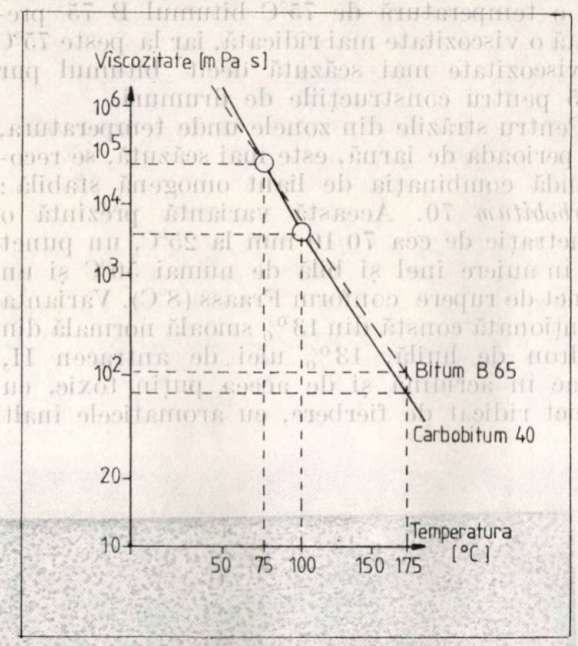


Fig. 6. Graficul variației viscozității în funcție de temperatură a carbobitumului 40

deosebit de înaltă. În componentele smoalei, aromaticele cristaline cu temperatură înaltă de fierbere se îmbogățesc atît de mult încît, chiar la temperatura de 70—80°C, critică pentru construcția drumurilor, în matricea de bitum-smoala se precipită microcristale, prin care se evasireticulează sistemul termoplastic, crescînd totodată componentele de elasticitate ale liantului, la temperaturi mai scăzute. Curba temperatură — viscozitate (fig. 6) în diagrama dublu logaritmică prezintă astfel, la cca 100°C o schimbare de direcție a curbei în sus. La temperatura de 25°C, liantul prezintă o penetrație de 40/10 mm fiind mai dur decît bitumul de țiței B65 și chiar mai dur decît bitumul

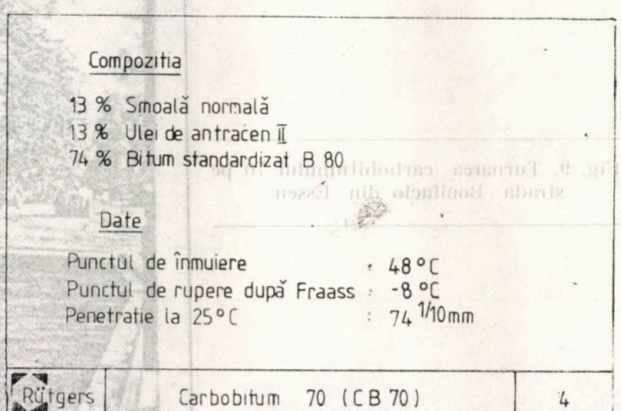


Fig. 7. Compoziția și caracteristicile tehnice de calitate ale carbobitumului 70 (CB 70)

B75 care poate fi utilizat numai la construcțiile de drumuri. Punctul de înmuiere este, după metoda inel și bilă, de 54°C, fiind și el cu mult mai înalt decît acela al bitumului B 65 (50°C). La o temperatură de 75°C bitumul B 75 prezintă o viscozitate mai ridicată, iar la peste 75°C o viscozitate mai scăzută decît bitumul pur B65 pentru construcțiile de drumuri.

Pentru străzile din zonele unde temperatura, pe perioada de iarnă, este mai scăzută, se recomandă combinația de liant omogenă stabilă: *Carbobitum* 70. Această variantă prezintă o penetrație de cca 70/10 mm la 25°C, un punct de înmuiere inel și bilă de numai 50°C și un punct de rupere conform Fraass (8°C). Varianta menționată constă din 13% smoală normală din gudron de huilă, 13% ulei de antracen II, sărac în acridină și de aceea puțin toxic, cu punct ridicat de fierbere, cu aromaticele înalt cristaline menționate și 74% bitum petrolier standard B80.

În figura 8 este prezentată imaginea microscopică a carbobitumului 70, la o mărire de 200 ori. După cum se remarcă, componentele smoalei, de tipul negrului de fum și rășinile alfa menționate mai sus, sînt foarte fin distribuite în amestecul de liant; nu se mai observă, după o depozitare mai lungă, congelările și separările de ulei, care ar implica formarea segregărilor.

În figura 9 se prezintă asfaltarea cu carbobitum 70 pe strada Bonifacio din Essen.

Un amestec bituminos fabricat cu 6% carbobitum 70 ca liant poate fi utilizat foarte bine de mașinile de construcții de drumuri tradiționale. Procentul de substanțe cancerigene emise (benzo-piren) este cu mult mai redus decît nivelul mediu de 5 $\mu g/m^3$ aer respirat

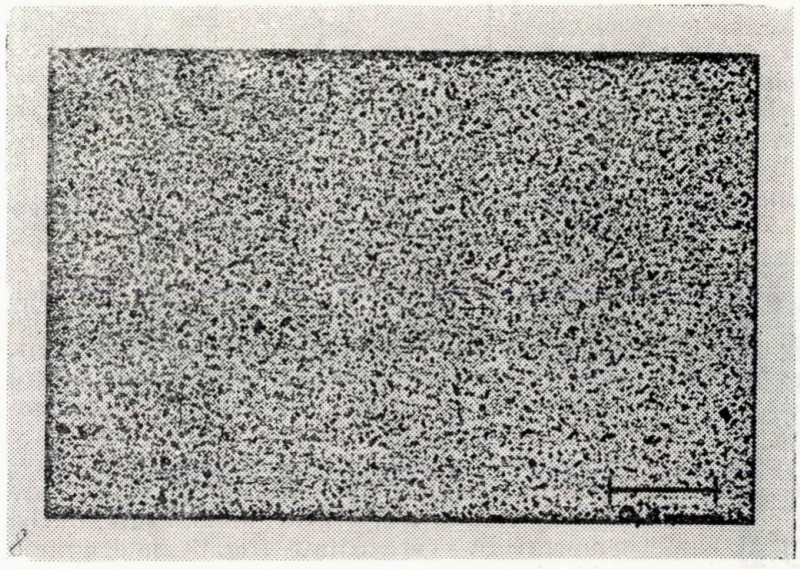


Fig. 8. Imaginea microscopică a carbobitumului 70

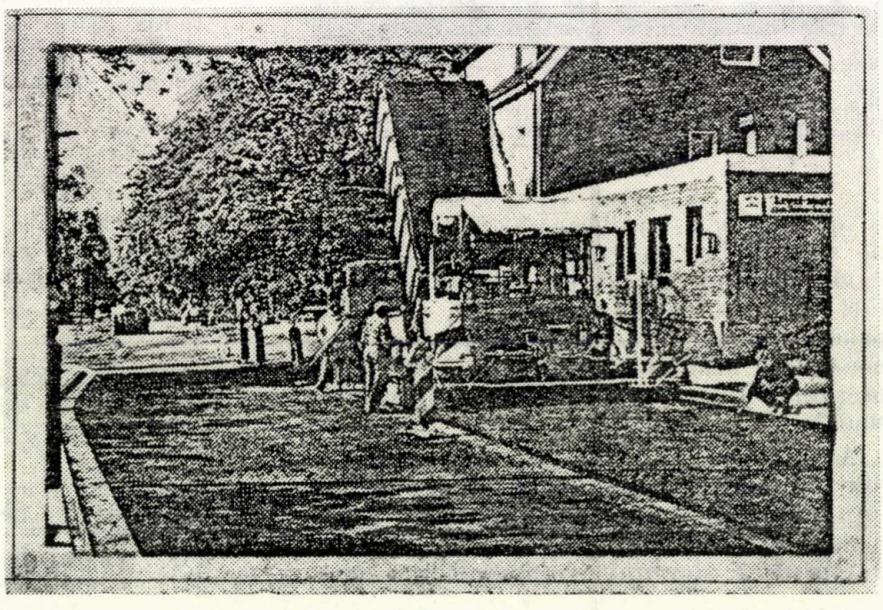


Fig. 9. Turnarea carbobitumului 70 pe strada Bonifacio din Essen

Intensitatea mirosului și a iritării a fost estimată la temperaturi de prelucrare de cca 140°C. În general, aprecierile au fost bune (miros foarte slab și practic nici un fel de iritație). În ultimii doi ani, în R.F.G. au fost acoperite cu cca 25 000 t material de umplutură — carbobitum, cca 25 porțiuni de drumuri, cu o suprafață totală de cca 150 000 m². După o utilizare de doi ani, incluzînd două ierni și două veri, chiar și străzile cu trafic intens se află într-o stare deosebit de bună.

În figura 10, se prezintă stratul de zgură din carbobitum 70 a unei porțiuni din drumul național B58 la Haltern.

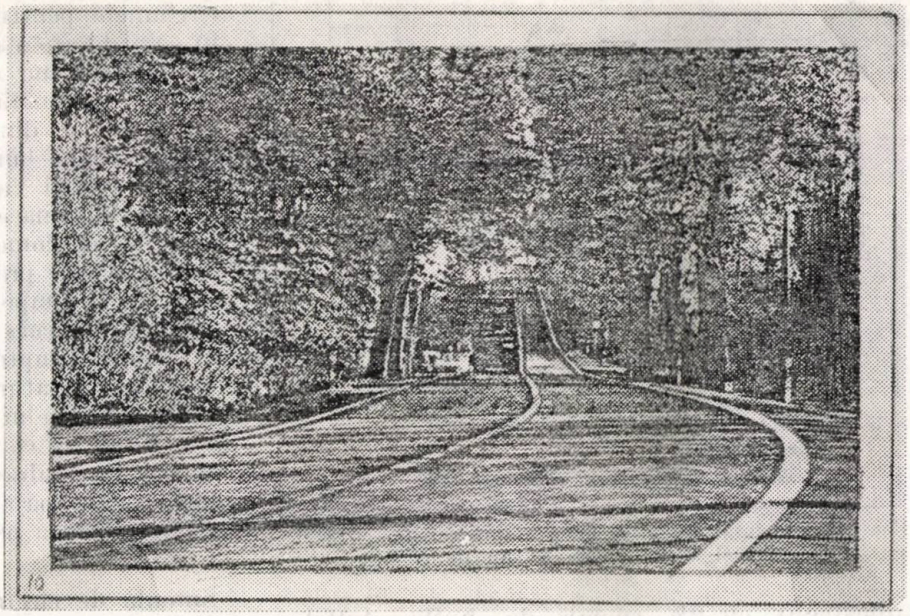


Fig. 10. Stratul de uzură din carbobitum 70 a unei porțiuni din drumul național B 58 la Haltern

mală din gudronul de huilă. În ultimii douăzeci de ani, necesarul mondial a scăzut, de la cca 1 la mai puțin de 1/2 mil. t/an.

În figura 11 se prezintă ameliorarea calității cărbunelui pentru cocsificare prin adaos de smoală.

O utilizare interesantă, mai recentă, a smoalei de huilă o constituie îmbunătățirea cărbunelui pentru cocsificare. Cocsul metalurgic, utilizat pentru reducerea minereului de fier, trebuie să aibă diferiți indici de calitate, printre care se numără și rezistența mecanică. Pentru aceasta, șarja de cărbune trebuie să corespundă unor condiții privind capacitatea de cocsificare și

Cărbune cu 37% materii volatile				Rezistența mecanică a cocsului M_{40} [%]
Amestecuri [%]				51 - 55
Cărbune	Semicocs	Cocs mărunt	Smoală	
88	5	5	2	75
78	10	10	2	80

(Coke Research Rep. 46 (1967))

Fig. 11. Ameliorarea calității cărbunelui pentru cocsificare prin adaos de smoală

Utilizarea smoalei la îmbunătățirea cărbunelui pentru cocsificare

Ca exemplu pentru utilizarea smoalei ca liant pentru cărbunii naturali și artificiali se amintesc: fabricarea brichetelor de huilă, a anozilor de la electroliza aluminiului și a electrografitului și îmbunătățirea cărbunelui pentru cocsificare. Ca liant pentru brichete se utilizează, de peste o sută de ani, smoala nor-

capacitatea de contracție, comportarea la înmuiere și alura curbei de degazare. Cărbunele ideal pentru cocsificare este, după cum este cunoscut, o huilă grasă cu 22-28% materii volatile și o proporție suficient de mare de macerale — plastifiante. Acest tip de cărbune pentru cocsificare există în cantități suficiente în zona Ruhr, dar în alte zone în care există industrie siderurgică și unde se fabrică cocsul metalurgic este insuficient. Din multe mine se

extrage huilă cu un conținut ridicat de materii volatile, și anume huila flambantă de gaz.

Există numeroase tipuri de huilă flambantă de gaz, care, deși au un conținut ridicat de materii volatile, conțin un procent prea redus de macerale plastifiante pentru comportarea la înmuiere și capacitatea de cocsificare, după cum rezultă din figura 11. În cazul cărbunilor britanici cu o serie de astfel de huile flambante de gaz s-ar putea obține rezultate bune prin

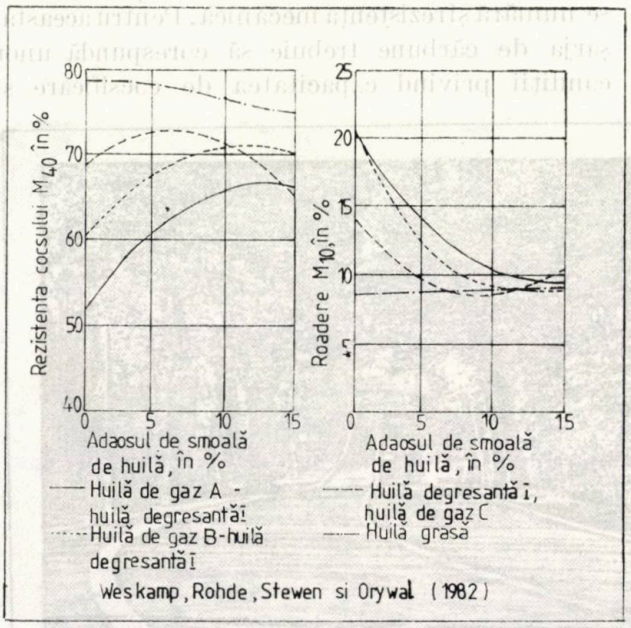


Fig. 12. Influența smoalei de huilă asupra rezistenței cocsului M40 și roaderii M10, la diferite cocsuri

amestecul cu 2% smoală de huilă. Astfel, în vederea degresării huilei flambante de gaz se adaugă atît semicocs, cît și cocs mărunt. Una dintre caracteristicile calitative ale cocsului metalurgic este rezistența mecanică la toba MICUM. Din huila flambantă de gaz din Marea Britanie, s-au realizat fără alte adaosuri, cocsuri cu o rezistență M_{40}, determinată la toba MICUM, de la 50 pînă la 55%. Prin adaosurile de agenți de degresare și smoală de huilă în procent de 2%, a crescut rezistența la toba MICUM a cocsului obținut cu cca 25% puncte la valorile dorite, de 75—80%.

În figura 12 se prezintă influența smoalei de huilă asupra rezistenței cocsului M_{40} și roaderii M_{10}, la diferite cocsuri.

Cantitatea optimă de smoală de huilă adăugată depinde în mare măsură de calitatea șarjei de cărbune pentru cocsificare. În figura 12 se prezintă rezultatele unor încercări efectuate prin utilizarea diferitelor amestecuri ale unei huile flambante de gaz A, a două tipuri de huile de gaz flambante B și C și a unui tip de huilă degresantă I, comparativ cu un tip de huilă grasă. Rezistența mecanică la tobă a cocsului M_{40} se reduce în cazul huilei de cocs prin adaosul de smoală de huilă, de la 80 la 75%; în cazul amestecului format din huila de gaz flambantă B și huilă degresantă I, rezistența se mărește de la 60 la peste 70%. Roaderea cocsului la toba MICUM M_{10} se înrăutățește în cazul huilei grase, prin adaosul de smoală de huilă, de la 8 la 10% și dimpotrivă, în cazul amestecului format din huila de gaz B cu huila degresantă I, se îmbunătățește de la 20 pînă la 8%. Îmbunătățirea calității cocsului este independentă de faptul că smoala de huilă este adăugată în șarja cărbunelui de cocsificare în stare caldă și fluidă sau solidă și mic'nată.

La utilizarea smoalei de huilă ca adaos la cărbunele pentru cocsificare, trebuie să se ia în considerare o serie de proprietăți ale smoalei. În primul rînd există proprietățile liant care pot fi îmbunătățite prin afinitatea mare a aroma icelor din smoală, în scopul realizării unui cărbune bun; în al doilea rînd, la o temperatură mai ridicată, smoala poate dizolva o parte din maceralele cărbunelui; în al treilea rînd, la un domeniu de temperatură favorabil pentru aceste procese, smoala este termic reactivă, iar la temperaturi de peste 500°C formează o coajă de cocs cu capacitate de liere fixă. În camera cuptorului de cocsificare, smoala cu o temperatură crescîndă, va umecta granulele cărbunelui pentru cocs apoi le va dizolva și în final, la cocsificare, va înlocui maceralele plastifiante absente ale cărbunelui; uneori, după caz, în coaja de cocs se vor introduce agenți de reducere a puterii de aglutinare.

Smoala de electrozi ca liant pentru anozii de carbon și electrografit

În figura 13 se prezintă schema de fabricare a smoalei pentru electrozi.

Într-un domeniu similar cu cel al adaosului la cărbunele pentru cocs, smoala de huilă și-a demonstrat, chiar în trecut, proprietățile de liere și reactivitatea termică, prin formarea unei coji de cocs solide, putînd fi utilizată ca liant pentru anozii de carbon folosiți la topirea electrolitică, reducătoare a aluminiului și la electrozii de grafit de la elaborarea oțelului electric. Pentru realizarea acestor tipuri de carbon, deosebit de adecvată este smoala de huilă cu aromaticitate ridicată, datorită faptului că ea conține elemente anorganice în cantități reduse.

Pentru utilizarea ca smoală de electrozi s-au obținut tipuri calitative speciale care, comparativ cu smoala normală, se caracterizează printr-un procent ridicat de componente mediu și înalt molecular. Aceste componente ale smoalei, după cum s-a prezentat anterior, se caracterizează prin conținuturile de insolubile în benzen, în toluen și chinolină.

O cantitate deosebită de liere o prezintă fracțiunile de smoală denumite *rășini beta* solubile în chinolină și insolubile în toluen și benzen. La obținerea smoalei de electrozi din smoală normală, conținutul de rășini beta crește de

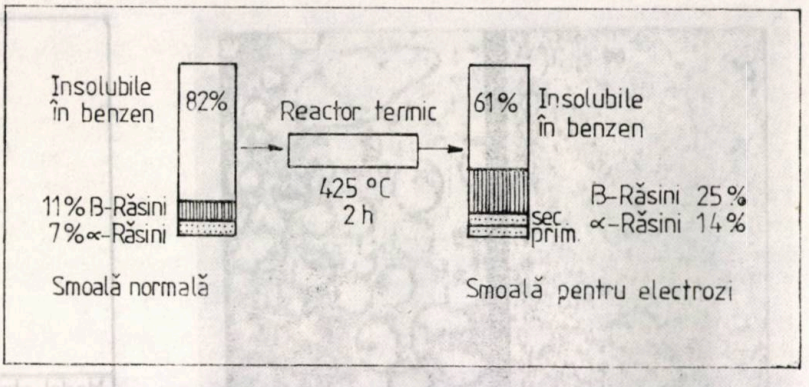


Fig. 13. Schema de fabricare a smoalei pentru electrozi

exemplu, de la 11 la 25%, deci mai mult decît de două ori, ca urmare a reacțiilor de polimerizare și de policondensare. Policondensarea termică a moleculelor aromatice de smoală se desfășoară parțial prin descompunerea hidrogenului în gaz metan și apă. Concomitent, dintr-o parte a rășinilor beta existente primar se formează rășini alfa secundare, iar în procentul de smoală solubilă în toluen se formează rășini beta secundare. Rășinile beta și rășinile alfa secundare au în condițiile coacerii electrozilor, o bună capacitate de umflare. Astfel, aceste rășini contribuie la formarea unei legături solide între granulele din cocsul din electrozi. Rășinile alfa-primare contribuie la rezistența structurii cocsului de smoală care se formează. Și procentele de smoală solubilă în toluen au importanță deoarece datorită viscozității mai reduse se produce o umectare bună a granulelor de cocs din electrozi și o penetrație în porii acestora. Acest fapt este deosebit de important pentru smoalele de impregnare care se utilizează în mod suplimentar pe lîngă smoala liant la fabricarea grafitului.

În figura 14 se prezintă analiza elementară a materialelor bituminoase.

Smoala pentru electrozii necesari industriei aluminiului și grafitului se fabrică pe plan mondial în exclusivitate din smoală de huilă. Pentru utilizarea ca produs primar a acestui tip de carbon tehnic pur este decisiv, pe lîngă raportul componentelor slab-mediu și înalt moleculare și conținutul redus de substanțe anorganice care formează cenușa și care, prin aromatizarea ridicată și conținutul mare de carbon, îi conferă bune proprietăți de cocsificare.

Dintre lianții bituminoși, smoala de huilă are conținutul cel mai mare de carbon. Spre deosebire de bitumul din țiței și din extractul de cărbune, conținutul de carbon al smoalei depășește 90%, fiind de aproximativ 93%. Raportul atomic C/H variază de la 1,7 pînă la 1,8 față de 1,3 în cazul extractului de cărbune SRC și de 0,8 în cazul bitumului de vid înalt 85/95 (fig. 14).

[%]	Bitum HVS 85/95	Extract de cărbune SRC	Smoală de huilă	
			Smoală normală	Smoală pentru electrozi
C	86,7	89,1	93,0	93,3
H	9,7	5,8	4,5	4,3
O	1,0	2,4	1,0	0,9
N	0,6	2,2	0,9	0,9
S	2,0	0,5	0,6	0,6
C/H	0,8	1,3	1,7	1,8

Fig. 14. Analiza elementară a materialelor bituminoase

Carbo-mezofaze și cocs de smoală

La temperaturi mai înalte, între 400 și 500°C, au loc la fabricarea smoalei pentru electrozi unele procese de polimerizare și de condensare, care, prin eliminarea de hidro-

gen și de gaz metan, duc la raporturi C/H și mai ridicate. Se formează cristale lichide cu diametre crescînde, de la 5μm pînă la peste 100μm, denumite *carbo-mezofază*. Rășinile beta și alfa secundare sînt deosebit de potrivite pentru formarea de mezofază, în timp ce rășinile alfa amorfe primare acționează ca germeni de cristalizare și împiedică creșterea mezofazei. În figura 16 se prezintă, în stînga, microstructura mezofazelor dintr-o smoală cu conținut ridicat de rășini alfa primare, iar în dreapta se prezintă mezofazele dintr-o smoală cu un conținut scăzut de rășini alfa primare. Cantitatea și dimensiunea carbo-mezofazelor determină anizotropia produselor carbonice care se formează la încălzirea ulterioară a smoalei.

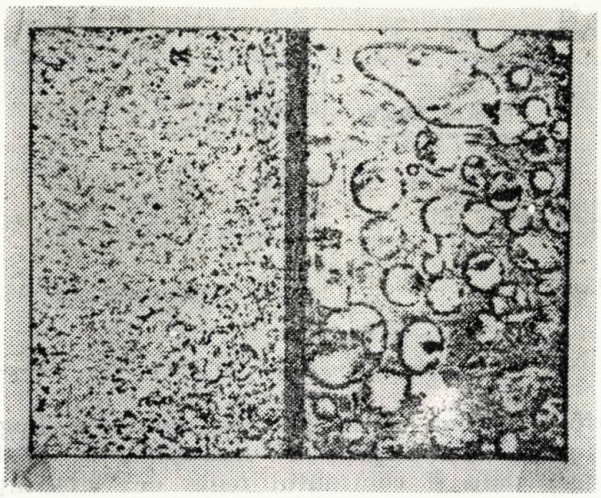


Fig. 15. Mezofaza în smoala cu procent ridicat și scăzut de rășini alfa primare

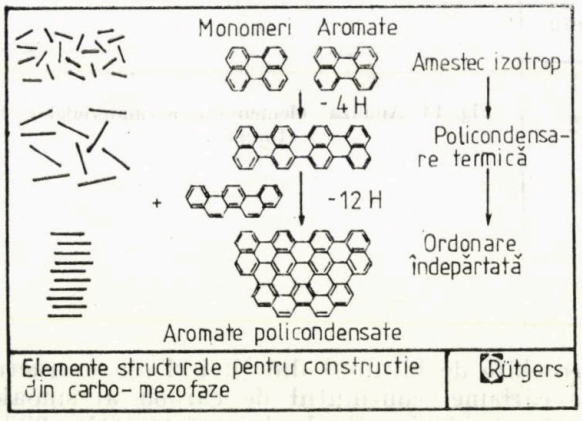


Fig. 16. Elemente structurale pentru construcție din carbo-mezofaze

Bazele moleculare ale carbo-mezofazelor sînt aromatice pericondensate, din structura smoalei de huilă de tipul oligoaril. Acestea se află în topitura de componenți multipli ai smoalei, într-un amestec izotrop. Prin tratamentul termic al smoalei se ajunge la reacții de policondensare a substanțelor aromatice, prin dehidrogenarea și formarea unor sisteme condensate foarte mari. Sistemele aromatice mari formează o ordonare anizotropă, similară cu așezarea una peste cealaltă a unor monezi sub forma unui fișic. Între aromaticele aflate încă în mișcare neordonată și ordonarea anizotropă nu există nici un echilibru. Se formează un sistem de cristale lichide sub forma unor discuri care, după cum rezultă și din figura 16, poate fi determinat prin microscopie de polarizare.

Fig. 17. Model structural sub formă de disc al carbo-mezofazelor

În figura 17 se prezintă cristalele lichide sub formă de discuri care reprezintă un model simplificat de structură. Carbo-mezofazele din cristalele lichide există în topitura de smoală numai în anumite condiții de temperatură. La temperaturi mai înalte, cristalele lichide formează o coalescență, după care, printr-o policondensare ulterioară, se transformă într-un exces solid anizotrop.

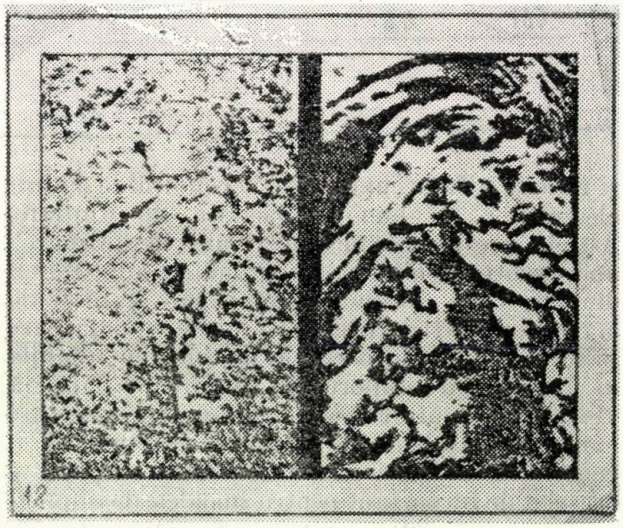


Fig. 18. Structura izotropă și anizotropă a cocsului obținut din smoală

Smoalele de huilă cu un conţinut ridicat de răşini alfa primare, la care este împiedicată creşterea mezofazelor, dau cocsuri de smoală izotrope, iar printr-o încălzire mai mare, peste 1 500°C, dau grafit izotrop care se utilizează la fabricarea grafitului nuclear. Smoalele cu un conţinut redus de răşini alfa primare şi cu

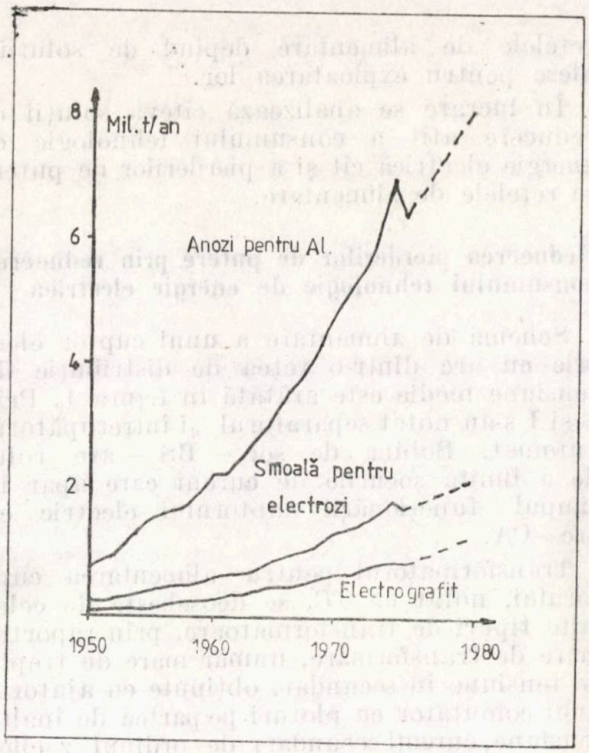


Fig. 19. Dinamica produselor carbonice fabricate pentru aluminiu şi grafit

o creştere mai puţin limitată a mezofazelor dau, prin cocsificare lentă, cocsuri aciculare, iar prin grafitare se poate obţine grafit cu conductibilitate electrică specifică ridicată şi un coeficient de dilatare termică redus — proprietăţi necesare pentru electrozii de mare putere pentru cuptoarele electrice moderne de topit oţel.

Importanţa smoalei de huilă pentru fabricarea produselor carbonice şi a grafitului a crescut în mod continuu. La fabricarea prin electroliză a aluminiului, se consumă anozi de carbon şi apare o anumită ardere, de cca 0,5 t/t aluminiu. Anozii de carbon au înregistrat astfel, în ultimii 30 de ani, o rată de creştere de 5,5% pe an, de la cca 1 la 7 mil. t/an, odată cu creşterea producţiei de aluminiu. Electrozii de grafit se utilizează într-o proporţie de 80% în producţia de oţel electric, consumîndu-se cca 5 — 7 kg/t oţel. Odată cu oţelul electric a crescut producţia de electrografit din ultimii 30 de ani, cu 6% pe an, pînă la cca 3/4 mil. t/an. Consumul nu este stoichiometric, ci este condiţionat de arderi termice. Printr-o utilizare crescîndă a cocsului acidular şi prin îmbunătăţirea în continuare a smoalei pentru electrozi, a fost redus, în special în ultimii ani consumul specific de electrozi de grafit. Astfel a fost compensată parţial creşterea producţie de oţel electric, prin îmbunătăţirea calităţii.

Consumul de smoală de electrozi a crescut de 10 ori în ultimii 30 de ani, de la cca 0,2 la 2 mil. t/an, în timp ce în ultimii zece ani, ca urmare a creşterii capacităţii de recirculare a aluminiului pînă la 33% şi, datorită îmbunătăţirilor tehnice din domeniul consumului specific de smoală pentru electrozi, consumul de smoală pentru electrozi a scăzut.

Cu o cantitate de cca 8. mil t/an materii prime pe bază de smoală de huilă, în prezent necesarul de smoală pentru electrozi a crescut de mai mult de patru ori. Există resurse foarte mari de smoală, în special în ţările europene prelucrătoare de smoală de huilă.

Această situaţie îi determină pe chimiştii şi inginerii din industria de prelucrare a smoalei de huilă şi din industria prelucrătoare de materiale bituminoase să studieze în continuare posibilităţile de utilizare a acestei materii prime importante.

Reducerea pierderilor de putere în rețelele de alimentare cu energie electrică a cuptoarelor cu arc

Dr. ing. M. Porțeanu
C.P.-M.I.M.

CZ; 46.462:621.745

Cuptoarele electrice cu arc se încadrează în categoria consumatorilor gigantici de energie electrică. Puterile lor instalate pe unitatea de produs au unele dintre cele mai ridicate valori care se întîlnesc în ramura metalurgică sau în alte ramuri industriale. Astfel, în regimul UHP — Ultra High Power, puterea specifică instalată este de 300—1000 kW/t, fiind invers proporțională cu capacitatea cuptorului.

Termenul de UHP s-a ales arbitrar, pentru a distinge acest nivel de putere față de altele, cum sînt HP—High Power și P — Power, caracterizate prin puteri specifice de 200—300 kW/t și respectiv 120—200 kW/t.

La un cuptor cu capacitatea de 100 t, puterea transformatorului de alimentare este de 50 MVA. Această valoare corespunde celei pe care o are un generator de putere medie dintr-o centrală electrică, reprezentînd a 20-a parte din puterea instalată la hidrocentrala de la Porțile de Fier. În cazul unor cuptoare cu capacități mult mai mari, ca cele de 400 sau 800 t, care se întîlnesc frecvent în S.U.A., puterea transformatorului atinge valori de-a dreptul impresionante, 162 MVA și respectiv 200 MVA [1]. Transmiterea unor asemenea puteri de la centralele electrice se face prin liniile de înaltă tensiune și prin stațiile de transformare și distribuție dar au loc mari pierderi, accentuate atît de consumul variabil cît și de funcționarea cu șocuri de putere, specifică cuptoarelor cu arc. Problema acestor pierderi este prea puțin tratată în literatură și neglijată complet atunci cînd se evaluează atît oportunitatea instalării unui cuptor electric cu arc cît și valoarea pe care trebuie s-o aibă capacitatea sa. Considerînd doar indicatorul kWh/t, se apreciază numai consumul tehnologic de energie electrică al cuptorului dar nu și pierderile din rețele, care pot avea valori atît de mari, încît să facă neeconomică elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu arc.

Pentru a reduce substanțial pierderile de energie electrică în rețelele de alimentare ale cuptoarelor electrice cu arc, trebuie să se acționeze atît asupra reducerii consumului tehnologic de energie electrică cît și asupra pierderilor în rețelele de alimentare. Orice reducere a consumului tehnologic de energie electrică duce și la reducerea pierderilor de putere în rețelele de alimentare dar reciproca nu este valabilă. În schimb, pierderile de putere în rețelele de alimentare depind de soluțiile alese pentru exploatarea lor.

În lucrare se analizează cîteva soluții de reducere atît a consumului tehnologic de energie electrică cît și a pierderilor de putere în rețelele de alimentare.

Reducerea pierderilor de putere prin reducerea consumului tehnologic de energie electrică

Schema de alimentare a unui cuptor electric cu arc dintr-o rețea de distribuție de tensiune medie este arătată în figura 1. Prin S și I s-au notat separatorul și întrerupătorul automat. Bobina de șoc — BS — are rolul de a limita șocurile de curent care apar în timpul funcționării cuptorului electric cu arc—CA.

Transformatorul pentru alimentarea cuptorului, notat cu TC, se deosebește de celelalte tipuri de transformatoare, prin raportul mare de transformare, număr mare de trepte de tensiune în secundar, obținute cu ajutorul unui comutator cu ploturi pe partea de înaltă tensiune, curenți secundari de ordinul zecilor de kA la tensiuni cuprinse între 100 V și 600 V,

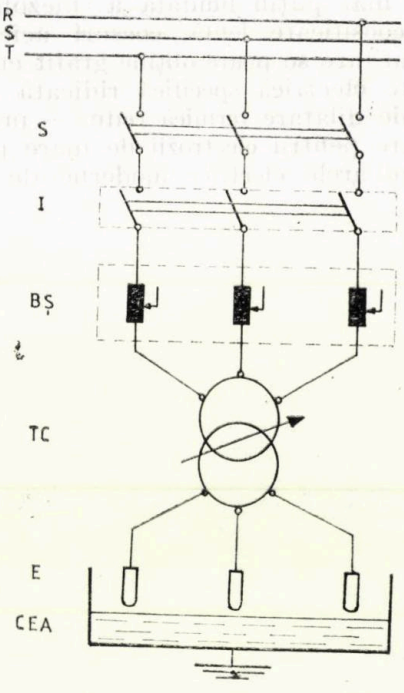


Fig. 1. Schema electrică de alimentare a cuptorului cu arc

tensiunea de scurtcircuit fiind limitată la valori de 3—3,5 ori curentul nominal. Alimentarea electrozilor E de la secundarul transformatorului TC se face prin cabluri flexibile cu răcire naturală sau forțată.

Consumul tehnologic de energie electrică este influențat puternic de modul în care se face reglarea poziției electrozilor. Sistemul de acționare a acestora poate fi cu amplidină, grup Ward—Leonard sau cu amplificatoare magnetice la tipurile mai vechi de cuptoare electrice cu arc iar la tipurile mai noi, cu cuplaje electromagnetice acționate de un motor asincron în scurtcircuit și comandate de un amplificator cu tiristoare, cu element de execuție hidraulic, cu convertizor cu tiristoare sau cu un sistem original electronic [2]. Acesta din urmă permite reducerea consumului tehnologic de energie electrică pînă la cel puțin 450 kWh/t, fiind posibilă astfel și reducerea pierderilor de putere în rețelele electrice.

Reducerea pierderilor de putere prin creșterea capacității cuptoarelor

Fiecărui tip constructiv de cuptor îi corespunde o anumită putere a transformatorului precum și un anumit consum tehnologic de energie electrică. În tabelele 1,*a* și 1,*b* sînt prezentate unele caracteristici tehnice specifice cuptoarelor electrice cu arc de tipul Centrozap — Polonia [3] și KGYV — Ungaria [4]. Se observă că consumul specific de energie electrică variază odată cu capacitatea cuptorului. Prin înlocuirea unui cuptor de 3—4 sau 6—7,2 t cu unul de 6—7,2 sau 10—12t, consumul specific de energie electrică se reduce cu 15 kWh/t și respectiv 20 kWh/t. În gama de 10—40 t, consumul specific nu variază prea mult. Pentru cuptorul de 50—60 t, consumul specific de energie electrică este cu 20 kWh/t mai mic decît în cazul cuptorului de 30—40t. Mărirea capacității cuptoarelor implică însă utilizarea unor transformatoare de putere din ce în ce mai mari. Alimentarea acestora ridică probleme dificile și are implicații tehnico-economice deosebite [5], [6]. Astfel, rețeaua electrică trebuie să aibă în punctul de racord o putere de scurtcircuit de cel puțin 80—100 de ori puterea transformatorului de cuptor,

Tabelul 1,*b*

Caracteristicile tehnice ale cuptoarelor cu arc tip KGYV — Ungaria

Capacitatea nominală a cuptorului, *t*	Puterea transformatorului de cuptor, MVA	Producția anuală a cuptorului, *t*
1,5	1,5/1,2	4 400
2,2	1,5/1,2	6 500
2,2	2/1,6	8 800
4	2,6/2	11 000
8	6/2,5	22 000
15	9/7,5	38 000
25	16/13,3	64 000
40	27/22,5	110 000
60	38/32	155 000

Tabelul 1, *a*

Caracteristicile electrice ale cuptoarelor cu arc tip Huta Zabrze — Polonia

Capacitatea nominală a cuptorului, *t*	Puterea transformatorului de cuptor, MVA	Puterea bobinei de șoc, kVA	Tensiunea secundară a transformatorului de cuptor, kVA	Timpul de topire a încărcăturii, min	Consumul de energie electrică pentru topirea încărcăturii, kWh/t
0,5—0,7	0,5/0,625			60	620
1—1,5	1,3/1,625	350,150	200—80	65	540
3—4	1,8—2,250	500, 400			480
		300		60	475
	2,5—3,125		220—90		
		750, 600,		80	450
6—7,2	3/3,750	450		70	440
	5/6,250	1000, 750,	240—90		
		500		80	430
10—12	7,5/9,375	1500, 1000,		60	420
		750	270—110		
20—24	9/11,250	2000, 1500,		85	425
		1300		70	420
	12/15	2500, 2000,	310—110		
		1500, 1300		90	430
30—40	16/20			75	
	18/22,500				420
50—60	30/37,5		340—120	60	
			450—130	75	400

pentru a nu se face prea mult simțit efectul perturbațiilor introduse ca urmare a funcționării cu șocuri puternice de putere. Adoptarea unor soluții costisitoare pentru suprimarea acestor perturbații duce uneori la costuri care compromit eficiența procedeului de elaborare a oțelului în cuptorul cu arc. Pe de altă parte, puterile mari de scurtcircuit sînt caracteristice unor rețele foarte dezvoltate, care alimentează consumatori puternici de energie electrică. De exemplu, în R.F.G., la nivelul anului 1974, puterea de scurtcircuit în rețelele de 220 kV și 380 kV era de 5—6 GVA și, respectiv, de 12—16 GVA [7]. Racordarea transformatoarelor cuptoarelor cu arc de puteri din ce în ce mai mari implică verificarea prealabilă a perturbațiilor care pot apărea în rețele. Rezultă deci că atît creșterea capacității cuptoarelor cît și utilizarea unor cuptoare cu capacități mari sînt limitate de parametrii rețelelor electrice existente în sistemul energetic considerat.

Reducerea pierderilor de putere prin soluții de exploatare tehnologică și îmbunătățire constructiv-funcțională a cuptorului

Reducerea substanțială a consumului specific de energie electrică este posibilă prin aplicarea unor noi tehnologii de elaborare a oțelului, adoptarea unor măsuri de îmbunătățire a exploatării cuptorului și prin perfecționarea constructiv funcțională a acestuia. Astfel, la un cuptor de 100 t, prin preîncălzirea încărcăturii metalice chiar cu gazele sale de ardere, se pot economisi 8976 kWh/t pe șarjă [8], [9]. Utilizarea metalurgiei în afara cuptorului permite preluarea unor faze tehnologice care ar fi trebuit să se desfășoare în cuptor. Recuperarea căldurii de potențial scăzut pierdută odată cu apa de răcire duce la economii de 10 500 kWh/șarjă. Prin montarea în jurul electrozilor a unor inele de etanșare este posibilă economisirea a 1 700 kWh/șarjă.

Tabelul 2

Energia intrată într-un cuptor electric cu arc de 100 t

Felul energiei intrate	Simbolul, $W_{i_{xx}}$	Energia specifică intrată, kWh/t		Energia procentuală, $W_{i_{xx}}/W_{i_t}$, %	
		Felul funcționării			
		N	I	N	I
Energia electrică absorbită de la rețea	W_{i_r}	594,664	500,429	71,66	69,24
Energia corespunzătoare căldurii înmagazinate în materialele care se introduc	W_{i_m}	4,136	3,976	0,49	0,55
Energia provenită din reacțiile de oxidare	$W_{i_{ox}}$	224,466	205,163	27,07	29,33
Energia provenită din reacțiile de formare a zgurei	$W_{i_{zg}}$	6,499	6,367	0,78	0,88
Energia totală intrată	W_{i_t}	829,765	721,685	100	100

N — funcționare normală; I — funcționare îmbunătățită

Tabelul 3

Energia utilizată într-un cuptor electric cu arc de 100 t

Felul energiei utilizate	Simbolul, $W_{u_{xxx}}$	Energia specifică utilizată, kWh/t		Energia procentuală, $W_{u_{xxx}}/W_{u_t}$, %	
		Felul funcționării:			
		N	I	N	I
Energia utilizată pentru topirea și supraîncălzirea oțelului	$W_{u_{tso}}$	382,130	382,130	81,53	83,00
Energia utilizată pentru topirea și supraîncălzirea zgurei	$W_{u_{tszg}}$	66,238	60,678	14,13	13,18
Energia utilizată pentru descompunerea Fe_2O_3 din minereu și încărcătura metalică	$W_{u_{d}Fe_2O_3}$	15,768	15,153	3,38	3,29
Energia utilizată pentru descompunerea $CaCO_3$	$W_{u_{d}CaCO_3}$	1,379	1,326	0,29	0,28
Energia utilizată pentru evacuarea apei din minereu și încărcătură	$W_{u_{era}}$	3,180	1,057	0,67	0,25
Energia totală	W_{u_t}	468,695	460,344	100,00	100,00

Alte măsuri, ca de exemplu, sortarea și prepararea fierului vechi precum și respectarea densității optime la încărcare, reducerea la strictul necesar a timpului de deschidere a ușii, reducerea timpului de așteptare pentru proba de laborator, încărcarea cuptorului după un regim prestabilit de lucru, înzidirea pereților din spațiul de elaborare, răcirea cu apă a zonelor fierbinți, permit obținerea unor importante economii de energie electrică, ca urmare a reducerii pierderilor termice și electrice. În tabelele 2 și 3 sînt prezentate date referitoare la măsurătorile și calculele efectuate asupra energiei intrate și energiei utilizate într-un cuptor cu arc de 100 t [8], [9]. Pierderile de energie prin radiație și convenție, alte tipuri de pierderi și pierderile totale sînt prezentate în tabelele 4, 5 și 6 iar compararea energiei intrate cu cea utilizată și pierderile totale sînt arătate în tabelul 7. Pierderile electrice prezentate în aceste tabele sînt cele care au loc de la barele de distribuție de 35kV pînă la cuptor, inclu-

Tabelul 4

Pierderi de energie prin radiaţie şi convecţie

Felul pierderii de energie prin radiaţie şi convecţie	Simbolul, W_{prcx}	Pierderi specifice, kWh/t		Pierderi procentuale, W_{prcx}/W_{prct}	
		Felul funcţionării			
		N	I	N	I
Pierderi de energie la boltă şi la suprafaţa exterioară	W_{prcbe}	41,795	31,289	34,26	46,87
Pierderi de energie la cuvă şi la suprafaţa exterioară	W_{prcce}	4,070	2,366	3,33	3,56
Pierderi de energie la creuzet şi la suprafaţa exterioară	W_{prccre}	4,509	2,745	3,69	4,11
Pierderi de energie la panourile răcite şi la suprafaţa exterioară	W_{prcpre}	0,012	0,010	0,009	0,02
Pierderi de energie la boltă şi la suprafaţa interioară	W_{prcbi}	11,432	6,527	9,38	9,79
Pierderi de energie la cuvă şi la suprafaţa interioară	W_{prcci}	22,791	14,007	18,68	20,97
Pierderi totale de energie la suprafaţa exterioară	W_{prcte}	50,386	36,410	41,28	54,56
Pierderi totale de energie la suprafaţa interioară	W_{prcti}	34,223	20,534	28,06	30,76
Pierderi de energie prin radiaţie şi convecţie la electrozi	W_{prce}	37,424	9,805	30,66	14,68
Pierderi totale de energie prin radiaţie şi convecţie	W_{prct}	122,033	66,749	100	100

N — funcţionare normală; I — funcţionare îmbunătăţită

siv în cablul de alimentare şi în transformatorul de 50/60 MVA. Pentru măsurarea rezistenţei R, a reactanţei X şi a impendanţei Z a circuitului de alimentare, s-a efectuat o încercare de scurtcircuit trifazat, prin introducerea celor trei electrozi în baia de oţel lichid, imediat după topire. Alte soluţii de economisire a energiei electrice sînt prezentate în [10].

Reducerea pierderilor de putere în reţelele de alimentare [11], [12]

În figura 2 este prezentată o schemă de alimentare a cuptoarelor electrice cu arc din reţeaua de înaltă tensiune. Se consideră două linii, L_1 şi L_2, precum şi o linie de rezervă L_R. Acestea alimentează transformatoarele T_1, T_2

Tabelul 5

Diferite alte pierderi de energie

Felul pierderii de energie	Simbolul, $W_{pd\,xxx}$	Pierderi specifice, kWh/t		Pierderi procentuale, $W_{pd\,xxx}/W_{pdt}$	
		Felul funcţionării			
		N	I	I	N
Pierderi de energie prin orificiile de la uşă	W_{pdoru}	7,221	1,433	4,36	0,98
Pierderi de energie prin orificii în spaţiul dintre electrozi şi boltă	$W_{pdorelb}$	10,217	1,419	6,15	0,97
Pierderi de energie prin gazele evacuate	W_{pdge}	48,193	46,330	29,03	31,79
Pierderi de energie prin apa de răcire	W_{pdar}	94,906	91,237	57,15	62,61
Pierderi de energie prin particulele solide evacuate	W_{ppse}	5,504	5,291	3,31	3,65
Pierderi totale diferite	W_{pdt}	166,041	145,710	100,00	100,00

N — funcţionare normală; I — funcţionare îmbunătăţită

Tabelul 6

Pierderi totale de energie

Felul pierderii de energie	Simbolul, $W_{p\,xxx}$	Pierderi specifice, kWh/t		Pierderi procentuale, $W_{p\,xxx}/W_{pt}$	
		Felul funcţionării			
		N	I	N	I
Pierderi totale de energie prin radiaţie şi convecţie	W_{ptre}	122,033	66,749	33,79	25,54
Pierderi totale diferite	W_{pdt}	166,041	145,710	45,98	55,75
Pierderi de energie electrică	W_{pee}	72,996	48,882	20,23	18,71
Pierderi totale de energie	W_{pt}	361,070	261,341	100,00	100,00

N — funcţionare normală; I — funcţionare îmbunătăţită

Tabelul 7

Repartiţia energiei

Felul energiei	Simbolul, W_{xx}	Energia specifică, kWh/t		Energia procentuală, W_{xx}/W_t	
		Felul funcţionării			
		N	N	I	I
Energie totală utilizată	W_{ut}	468,695	460,344	56,48	63,78
Pierderi totale de energie	W_{pt}	361,070	261,341	43,52	36,22
Energie totală intrată	W_{it}	829,765	721,685	100	100

N — funcţionare normală; I — funcţionare îmbunătăţită

și T_R. Barele de distribuție I_a și I_b la care sînt racordate transformatoarele de cuptor $Tc_{1,a} - Tc_{3,a}$ și $Tc_{1,b} - Tc_{3,b}$ se pot alimenta fie de la transformatoarele T_1 sau T_2, fie de la transformatorul T_R. Regimul de funcționare a schemei depinde de pozițiile separatoarelor S_{11}, S_{12}, S_{21}, S_{22}, S_{Ra} și S_{Rb} precum și de cele ale întrerupătoarelor $I_{L_{11}}, I_{L_{12}}, I_{L_{21}}, I_{L_{22}}$ 1 I_{LR} și I_{CL}.

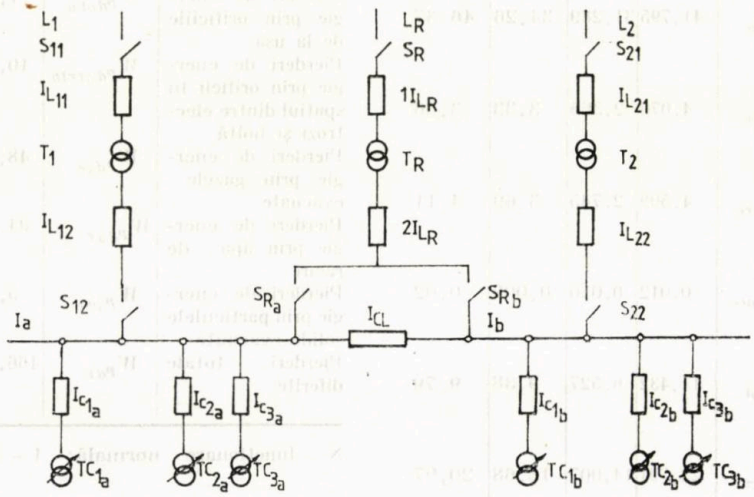


Fig. 2. Schema electrică de alimentare din rețea, a cuptoarelor cu arc

Pierderile de putere în linia L_1 sînt:

$$\Delta P_{L_1} = 3\ R_{L_1}\ I_1^2 \qquad (1)$$

unde R_{L_1} și I_1 reprezintă rezistența liniei și curentul care o parcurge.

Pierderile de putere în transformatorul T_1 sînt:

$$\Delta P_{T_1} = \Delta P_{T_{1sc}} \left(\frac{S_{2T_1}}{S_{nT_1}} \right)^2 + \Delta P_{0T_1} \qquad (2)$$

unde $\Delta P_{T_{1sc}}$ reprezintă pierderile în scurt-circuit ale transformatorului T_1, exprimate în kW; S_{2T_1} — sarcina transformatorului iar S_{nT_1} — puterea nominală, exprimată în kVA.

Prin ΔP_{0T_1} s-au notat pierderile de mers în gol, exprimate în kW.

Pentru liniile cu tensiune nominală $U_n \geqslant$ $\geqslant 220$ kV, trebuie considerate și pierderile prin efect Corona care sînt:

$$\Delta P_c = aL \qquad (3)$$

unde L reprezintă lungimea liniei, exprimată în km, iar a-un coeficient mediu anual ale cărui valori sînt de 2kW/km la $U_n = 220$ kV și 6,3 kW/km la $U_n = 400$ kV [11]. Pentru linia L_1 se consideră:

$$\Delta P_{c_{L_1}} = aL_1 \qquad (4)$$

unde L_1 reprezintă lungimea liniei L_1.

Pierderile totale în linia L_1 și în transformatorul T_1 sînt:

$$\Delta P_{t_1} = \Delta P_{L_1} + \Delta P_{T_1} + \Delta P_{c_{L_1}} \qquad (5)$$

Înlocuind în relația (5) pe ΔP_{L_1}, ΔP_{T_1} și $\Delta P_{c_{L_1}}$ cu expresiile lor date de (1), (2) și (4), se obține:

$$\Delta P_{t_1} = 3R_{L_1} I_1^2 + \Delta P_{T_{1\,sc}} \left(\frac{S_{2T_1}}{S_{nT_1}} \right)^2 + \Delta P_{0T_1} + aL_1 \qquad (6)$$

În mod similar pentru linia L_2, există pierderile de putere:

$$\Delta P_{L_2} = 3R_{L_2} I_2^2 \qquad (7)$$

unde R_{L_2} și I_2 reprezintă rezistența liniei și curentul care o parcurge.

Pierderile de putere în transformatorul T_2 sînt:

$$\Delta P_{T_2} = \Delta P_{T_{2sc}} \left(\frac{S_{2T_2}}{S_{nT_2}} \right)^2 + \Delta P_{0T_2} \qquad (8)$$

unde $\Delta P_{T_{2sc}}$ reprezintă pierderile în scurt-circuit ale transformatorului T_2, exprimate în kW; S_{2T_2} și S_{nT_2} — sarcina și puterea nominală a transformatorului T_2, exprimate în kVA; ΔP_{0T_2}, pierderile de mers în gol, exprimate în kW.

În linia L_2 au loc pierderile de energie prin efect Corona:

$$\Delta P_{c_{L_2}} = aL_2 \qquad (9)$$

unde L_2 reprezintă lungimea liniei L_2 în km, valorile lui a fiind cele menționate mai sus.

Pierderile totale de putere în linia L_2 și transformatorul T_2 sînt :

$$\Delta P_{t_2} = \Delta P_{L_2} + \Delta P_{T_2} + \Delta P_{CL_2} \qquad (10)$$

Înlocuind în relația (10) pe ΔP_{L_2}, ΔP_{T_2} și ΔP_{CL_2} cu expresiile lor date de (8), (9) și (10) se ajunge la :

$$\Delta P_{t_2} = 3 R_{L_2} I_2^2 + \Delta P_{T_{2SC}} \left(\frac{S_{2T_2}}{S_{n_{T_2}}} \right)^2 + \\ + \Delta P_{0T_2} + \Delta P_{CL_2} \qquad (11)$$

Pierderile totale de putere în liniile L_1 și L_2 precum și în transformatoarele T_1 și T_2 sînt :

$$\Delta P_t = \Delta P_{t_1} + \Delta P_{t_2} \qquad (12)$$

Înlocuind pe ΔP_{t_1} și ΔP_{t_2} cu expresiile lor din (6) și (11) se ajunge la :

$$\Delta P_t = 3 R_{L_1} I_1^2 + \Delta P_{T_{1SC}} \left(\frac{S_{2T_1}}{S_{n_{T_1}}} \right)^2 + \\ + \Delta P_{0T_1} + a L_1 + 3 R_{L_2} I_2^2 + \\ + \Delta P_{T_{2SC}} \left(\frac{S_{2T_2}}{S_{n_{T_2}}} \right)^2 + \Delta P_{0T_2} + a L_2 \qquad (13)$$

Dacă transformatoarele T_1 și T_2 sînt de aceeași putere, adică $S_{n_{T_1}} = S_{n_{T_2}} = S_n$, atunci ele au pierderile în scurtcircuit egale, la fel ca și pe cele de mers în gol.

Deci : $\Delta P_{T_{1SC}} = \Delta P_{T_{2SC}} = \Delta P_{SC}$ și $\Delta P_{0T_1} = \Delta P_{0T_2} = \Delta P_0$

Notînd :

$$\frac{R_{L_1}}{R_{L_2}} = \alpha, \text{ unde } \alpha \leqslant 1 \qquad (14)$$

și

$$\frac{I_1}{I_2} = \beta, \text{ unde } \beta \geqslant 1 \qquad (15)$$

relația (13) se poate scrie :

$$\Delta P_t = 3(1 + \alpha\beta^2) R_{L_2} I_2^2 + \Delta P_{SC} \left(\frac{S_{2T_1}^2 + S_{2T_2}^2}{S^2} \right) + \\ + 2\Delta P_0 + a(L_1 + L_2) \qquad (16)$$

Sarcina totală a celor două transformatoare este :

$$S_2 = S_{2T_1} + S_{2T_2} \qquad (17)$$

Dacă regimul de exploatare este ales astfel ca încărcările celor două linii și transformatoare să fie aceleași sau foarte apropiate, adică $I_1 \approx I_2 = I$ și $S_{2T_1} \approx S_{2T_2} = \frac{1}{2} S_2$, atunci pierderile totale de putere au valoarea minimă.

Din relația (16) se obține :

$$\Delta P_{t_{min}} = 3(1 + \alpha) R_{L_2} I^2 + \Delta P_{SC} \frac{S_2^2}{2S^2} + 2\Delta P_0 + \\ + a(L_1 + L_2) \qquad (18)$$

Dacă rezistențele liniilor sînt egale, atunci $\alpha = 1$ iar :

$$\Delta P_{t_{min}} = 6 R_L I^2 + \Delta P_{SC} \frac{S_2^2}{2S_n^2} + \\ + 2\Delta P_0 + (L_1 + L_2) \qquad (19)$$

Rezultă deci că pierderile de putere în rețelele de alimentare ale cuptoarelor electrice cu arc se pot reduce foarte mult atunci cînd se egalizează curenții din cele două linii și încărcările celor două transformatoare. Aceasta revine la funcționarea aceluiași număr de cuptoare pe ambele secții de bare, pentru a nu avea curenți diferiți în linii.

Economia de energie electrică care se obține astfel este :

$$\Delta W = (\Delta P_t - \Delta P_{t_{min}}) T \qquad (20)$$

Înlocuind pe ΔP_t și $\Delta P_{t_{min}}$ cu expresiile lor din (16) și (19), rezultă în final :

$$\Delta W = \left[3(\alpha\beta^2 - 1) R_{L_2} I_2^2 + \right. \\ \left. + (1 - \gamma^2) S_{1T_2}^2 \frac{S_{2T_2}^2}{S_n^2} \Delta P_{SC} \right] T \qquad (21)$$

în care :

$$\gamma = \frac{S_{2T_1}}{S_{2T_2}} \qquad (22)$$

iar T reprezintă durata de timp în care se funcționează cu aceeași încărcare în cele două linii și transformatoare. Din relația (22) se observă că economia de energie electrică este cu atît mai mare cu cît înainte de egalizare exista o diferență mai mare atît între curenții din cele două linii cît și între sarcinile transformatoarelor.

Egalizarea curenților din liniile de alimentare conduce nu numai la reducerea pierderilor de putere activă, așa cum s-a arătat mai sus, dar și a pierderilor de putere reactivă și putere deformată. Regimul energetic deformant [13], specific cuptoarelor cu arc, conduce la perturbarea funcționării aparatelor și echipamentelor electronice, fiind necesare soluții speciale de atenuare a efectelor acestuia [14], [15].

Concluzii

Deoarece cuptoarele cu arc au puteri instalate foarte mari și sarcini variabile în șocuri puternice, funcționarea lor conduce la apariția unor importante pierderi în rețelele de alimentare cu energie electrică.

În lucrare s-au analizat distinct toate componentele pierderilor de putere din cuptor care influențează pierderile totale de putere, precum și pierderile propriu-zise de putere în rețelele de alimentare.

Prin alegerea corespunzătoare a capacității cuptorului, a sistemului de reglare a poziției electrozilor, îmbunătățirea tehnologiei de elaborare a oțelului, reducerea pierderilor termice în cuptor și funcționarea cuptoarelor astfel încît să se egalizeze curenții în liniile de alimentare, se pot reduce substanțial pierderile de putere și economisi astfel importante cantități de energie electrică.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hiill, O., K.: Large arc furnaces and the effect of key dimensions on the performance of UHP furnaces. In: Iron and Steel Engineering, S.U.A. iulie, 1979, p. 33—36.

[2] Szentgyörgy, V.: Stadiul actual de dezvoltare a sistemelor de acționare a electrozilor cuptoarelor cu arc. Sisteme de mașini și acționări electrice, București, 1984, CP-MIM, p. 68—90.

[3] Four à arc, Centrozap, Katowice, 1987 (documentație tehnică).

[4] * * * Fourneaux electriqué à arc pour la production d'acier, KGYV, Budapesta, 1987.

[5] Porțeanu, M.: Determinarea pierderilor de putere în rețelele de alimentare cu energie electrică a cuptoarelor cu arc. Al doilea simpozion cu tema: „Dezvoltări și tendințe în construcția cuptoarelor și fabricația oțelului electric", Comitetul Român de Electrotermie și Combinatul siderurgic Hunedoara, oct., 1987.

[6] Porțeanu, M.: Aspecte privind alegerea capacității cuptoarelor cu arc din considerente energetice. A XXX-a sesiune de comunicări științifice ICEM, ianuarie, 1988.

[7] Ottmar, H., Bous, D., A.: Der Hochleistungslichtbogenofen für die Stahlherstellung. Begriffsbestimmung und Leistungsgrenzen. În: Stahl und Eisen, R.F.G., 94, nr. 4, 1974, p. 125—132.

[8] Cioroianu, I.: Optimizarea consumurilor energetice în elaborarea oțelului la cuptoarele electrice de 100 t, destinate să lucreze în regim UHP. Combinatul siderurgic Hunedoara, 1981.

[9] Bistrian, I.: Optimizarea consumurilor energetice la cuptoarele electrice de 100 t, pe bază de bilanț energetic. Combinatul siderurgic Hunedoara, 1982.

[10] Cotenescu, S.: Posibilități de economisire a energiei rezultate din cercetare la un cuptor electric cu arc de 100 t pentru elaborarea oțelurilor, proiectat să lucreze în regim UHP. În: Energetica, R.S.R., 33, nr. 1, 1985, p. 14—25.

[11] Albert, H.: Pierderi de putere și energie în rețelele electrice. București, Ed. tehnică, 1984.

[12] Porțeanu, M.: Posibilități de creștere a siguranței în funcționare și reducere a pierderilor de putere în rețelele de alimentare cu energie electrică a echipamentelor de acționări și automatizări. Sisteme de mașini și acționări electrice, București, CP-MIM, 1984, p. 29—48.

[13] Antoniu, I., S., Mihăileanu, C.: O chestiune de prioritate. În: Energetica, R.S.R., 32, nr. 1, 1984, p. 14—24.

[14] Porțeanu, M.: Increase of reliability in process control systems. Proceedings of the 5th Symposium on Reliability in Electronics, Budapesta, 1982, p. 693.

15] Porțeanu, M.: Noise hazard in switching circuits and its reduction. Proceedings of the International Symposium on Electromagnetic Compatibility, IEC- and IEE of Japan, Tokyo, 1985, p. 461—463.

În perioada 10—12 noiembrie 1988, va avea loc cea de-a III-a Conferință națională de metalurgia pulberilor, organizată de Institutul politehnic din Cluj-Napoca în colaborare cu: IAMN, ICEM, ICPE, ICCM București, întreprinderile Sinterom Cluj-Napoca și Neferal București.

Titlurile și rezumatele lucrărilor propuse se vor expedia pînă la 15 mai 1988, iar lucrările, redactate conform instrucțiunilor, pentru editarea volumelor se vor trimite pînă la 15 iulie 1988.

Se organizează și o expoziție de utilaje și produse (inclusiv fotografii, machete și prospecte).

Adresa: Institutul politehnic din Cluj-Napoca, Facultatea de Mecanică, Catedra de tehnologia metalelor.
B-dul Muncii, nr. 103—105,
cod 3400, Cluj-Napoca
Telefon (951) 42387 int. 156

Ing. ec. P. Brănescu IPROMET

Considerații privind modul de stabilire a prețului de valorificare a fierului vechi

CZ: 004.8;621.745.44

Material refolosibil utilizat la producerea oțelului, fierul vechi are valoare de întrebuințare comparabilă cu cea a fontei, dar are un preț foarte mic în comparație cu aceasta, deoarece pentru obținerea lui nu se depune o activitate productivă organizată special în acest scop, ci numai o activitate de colectare și de pregătire la dimensiunile cerute de agregatul de elaborare a oțelului.

În prezent, fonta lichidă se realizează la furnalele din R.S.R. cu un cost de producție mediu de aproximativ 2 450 lei/t, în timp ce prețul de livrare al fierului vechi pregătit este cuprins între 1 290 și 1 410 lei/t, reprezentînd în medie circa 55% din costul fontei lichide.

Pentru calculele de eficiență și întocmirea calculațiilor de aport valutar pe produs, Ministerul Comerțului Exterior și Cooperării Economice Internaționale a stabilit pentru fierul vechi un preț reprezentînd 50% din prețul internațional al fontei cenușii în calupuri.

Pe piețele interne ale unor țări din occident, mari producătoare de oțel electric, prețul fierului vechi se situează la 60 — 80% din cel al fontei solide, variații sensibile înregistrîndu-se ca urmare a unor situații conjuncturale ale pieței buretelui de fier, principalul concurent al fierului vechi la procedeul de obținere a oțelului în cuptor electric cu arc.

La o analiză sumară, ținînd seamă în special de conținutul în fier, diferența de preț exagerată dintre cele două materii prime nu este justificată, cu atît mai mult cu cît prețul de livrare al fierului vechi (Catalog MET 6) a rămas neschimbat din anul 1977, în timp ce prețurile elementelor care concură la fabricarea fontei lichide (minereuri de fier, cocs și cărbuni cocsificabili, combustibili, energie electrică etc.) au crescut continuu cu ocazia celor patru reașezări de prețuri intervenite în anii 1980—1982. În anul 1977, prețul fierului vechi reprezenta circa 90% din costul fontei lichide.

Nivelul și modul de stabilire a prețului de valorificare a fierului vechi capătă o importanță deosebită în momentul în care se pune problema alegerii procedeului de elaborare a oțelului la un obiectiv nou de investiții sau la modernizarea unei oțelării existente.

Datorită utilizării în șarjă numai a fierului vechi (cu valoare foarte mică) care are un flux tehnologic integrat simplu (volum de investiții redus și durată mică de realizare), în prezent cuptorul electric cu arc este considerat cel mai eficient procedeu de elaborare a oțelului.

Întrucît disponibilul de fier vechi este insuficient pentru producerea întregii cantități necesare de oțel numai prin procedeul cuptor electric cu arc, următorul procedeu care se ia în considerare sub aspect economic este cel de elaborare în convertizor cu insuflare de oxigen, care utilizează în șarjă fontă lichidă.

Pentru stabilirea prețului de valorificare a fierului vechi, care să reflecte valoarea lui de întrebuințare (de schimb), se pune condiția ca efectele economice însumate — fonduri de producție integrate și costuri de producție degrevate de beneficiile care se realizează pe flux în amonte de oțelărie — să fie egale la cele două procedee de elaborare menționate mai sus.

Prin fond de producție integrat se înțelege suma investițiilor directe și colaterale, inclusiv valoarea mijloacelor circulante, aferente verigilor din fluxul tehnologic de fabricare a unui produs.

Costul de producție degrevat de beneficii reprezintă acel cost de producție calculat pe baza unor prețuri de aprovizionare ale materiilor prime, ale materialelor auxiliare și fluidelor energetice egale cu costurile lor de producție care se realizează în ramurile respective, calculate la rîndul lor tot cu prețuri de aprovizionare egale cu costurile de producție. Astfel calculat, costul de producție degrevat se corelează sub aspectul conținutului fizic și economic, la nivelul economiei naționale, cu fondul de producție integrat.

Însumarea efectelor economice se face după relația:

$$P = Cd + a \cdot Fp \qquad (1)$$

în care:

P este prețul economic al oțelului (lei/t); Cd — costul de producție degrevat al oțelului (lei/t); Fp — fondul de producție integrat aferent producerii oțelului (lei/t); a — coeficientul de eficiență, reprezentînd aportul fondurilor de producție la crearea venitului național.

Relațiile care duc la obținerea prețului fierului vechi pregătit (X, lei/t), în funcție de nivelul costurilor și al prețurilor celorlalte elemente care concură la fabricarea oțelului, precum și de nivelul fondurilor de producție afe-

rente verigilor din fluxurile tehnologice ale celor două procedee luate în considerare, sînt următoarele (OE pentru oţelul electric şi OC pentru oţelul de convertizor) :

$$P_{OE} = P_{OC} \tag{2}$$

$$Cd_{OE} + a \cdot Fp_{OE} = Cd_{OC} + a \cdot Fp_{OC} \tag{3}$$

$$CsFv_{OE} \cdot X + Cp_{OE} + a \cdot Fp_{OE} = CsFv_{OC} \cdot X + Cp_{OC} + a \cdot Fp_{OC} \tag{4}$$

în care simbolurile noi reprezintă :

CsFv — consumul specific de fier vechi pe tona de oţel (t/t) ;

Cp — costul de producţie degrevat, exclusiv fierul vechi, pe tona de oţel (lei/t).

Din relaţia (4) rezultă valoarea explicită pentru preţul fierului vechi :

$$X = \frac{Cp_{OC} - Cp_{OE} + a \cdot (Fp_{OC} - Fp_{OE})}{CsFv_{OE} - CsFv_{OC}} \tag{5}$$

Se constată că în formula de calcul al preţului fierului vechi (5) termenii sînt grupaţi ca diferenţe de elemente omogene între oţelul de convertizor şi oţelul electric, ceea ce permite să se ia în considerare numai acele elemente care diferă între cele două procedee.

Din cele expuse mai sus rezultă că formula de principiu (5) se poate transforma în următoarea formulă de calcul :

$$X = \left\{ \sum_{i=1}^{n} (Cs_{OC} - Cs_{OE})_i \cdot Ca_i + \sum_{j=1}^{m} (Cc_{OC} - Cc_{OE})_j + a \cdot \left[Fpo_{OC} - Fpo_{OE} + \sum_{k=1}^{l} (Cv_{OC} - Cv_{OE})_k \cdot Fpv_k \right] \right\} : (CsFv_{OE} - CsFv_{OC}) \tag{6}$$

în care simbolurile noi au următoarea semnificaţie :

Cs_i este consumul specific de element i al costurilor variabile de producţie pe tona de oţel, exclusiv fierul vechi ;

Ca_i — costul de aprovizionare (preţ de livrare degrevat de beneficii) al elementului i ;

Cc_j — costul convenţional constant j pe tona de oţel ;

Fpo — fondul de producţie aferent oţelăriei ;

Cv_k — consumul specific de produs al verigii k din fluxul tehnologic integrat, pe tona de oţel ;

Fpv_k — fondul de producţie pentru veriga k.

Sub aspectul costurilor de producţie exclusiv fierul vechi, elementele care diferă între cele două procedee şi care au o pondere semnificativă în costul oţelului sînt :

elemente de costuri variabile de producţie (fontă lichidă, var metalurgic, minereu de fier pentru decarburare, blocuri dolomitice, cărămizi magnezitice, cărămizi crommagnezitice, dolomită sinterizată, mase şi mortare refractare, magnezită granulată, cărămizi şamotă, electrozi siderurgici, energie electrică, oxigen, gaz metan, apă) ;

elemente de costuri convenţional constante : retribuţii, impozite şi contribuţii la asigurările sociale, amortizarea mijloacelor fixe, cheltuieli de întreţinere.

Pentru calcularea fondurilor de producţie integrate se iau în considerare fluxuri tehnologice care cuprind, pe lîngă oţelărie, verigile din industria metalurgică, refractară şi cărbunoasă (inclusiv utilităţile aferente lor), dependente direct de procesul de elaborare a oţelului. Aceste verigi sînt : furnalul (aglomerare şi gospodărie de materii prime) ; uzina cocsochimică ; secţia de var metalurgic ; secţia de blocuri dolomitice ; secţia de dolomită sinterizată ; întreprinderea de produse refractare silico-aluminoase ; întreprinderea de produse refractare bazice ; întreprinderea de produse cărbunoase ; fabrica de oxigen.

Modelul a fost aplicat luîndu-se în considerare următoarele premise :

În R. S. R. producţia de oţel planificată şi balanţa de fier vechi disponibil duc la un raport între procedeele-cuptor electric şi convertizor de aproximativ 1 : 3. În vederea asigurării unei comparaţii cît mai exacte, în calcule s-au luat în considerare elemente proiectate pentru o oţelărie electrică de un milion tone oţel pe an şi o oţelărie cu convertizoare de trei milioane tone oţel pe an, situate pe un amplasament comun şi producînd lingouri din oţel carbon de calitate.

Pentru verigile aferente celor două fluxuri tehnologice s-au adoptat indicatorii rezultaţi în proiectele întocmite recent pentru acest gen de obiective.

Costurile de aprovizionare degrevate de beneficii au fost stabilite pornind de la preţurile de livrare actuale şi de la rentabilităţile cu care se fabrică produsele respective.

S-au luat în considerare următoarele elemente principale de calcul :

— diferenţa consumului specific de fier vechi pe tona de oţel dintre cuptorul electric şi convertizor care este de 0,78 t/t ;

— coeficientul de eficiență a fondurilor de producție care este 0,15.

Din calculele întocmite a rezultat un preț de livrare pentru fierul vechi pregătit de aproximativ 1 400 lei/t.

Acest nivel, reprezentînd circa 57% din costul fontei lichide, se încadrează în limitele actuale ale prețurilor de livrare pentru fierul vechi pregătit.

Modelul prezentat poate servi la reactualizarea prețului de livrare a fierului vechi pregătit ori de cîte ori se schimbă prețurile celorlalte materii prime, materiale și fluide energetice sau atunci cînd intervin modificări în tehnologiile din fluxurile integrate de elaborare a oțelului.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promișlennost, U.R.S.S., nr. 4, 1987

Influența procedeului de preîncălzire diferențiată a încărcăturii de aglomerare asupra stabilizării vitezei de sinterizare a acesteia pe lățimea paletei, p. 3 — Îmbunătățirea regimului de încărcare a furnalului care funcționează cu o încărcătură cu mai multe componente, p. 5 — Repartizarea manganului la elaborarea fontei de afinare, în condițiile combinatului metalurgic Krivorojstal, p. 7 — Funcționarea furnalului cu concentrație scăzută de oxigen în aerul insuflat, p. 11 — Capacitatea de cocsificare a produselor de îmbogățire a cărbunilor cu etape diferite de metamorfism, p. 13 — Perfecționarea tehnologiei de turnare continuă și îmbunătățirea sleburilor din oțel crom-nichel-molibden, pe instalații curbilinii de turnare continuă a oțelului de mare productivitate, p. 14 — Alegerea unei compoziții optime pentru acoperirile termoizolatoare utilizate la turnarea oțelului, p. 16 — Eficiența desfășurării, la utilizarea diferitelor variante de tratament al oțelului în afara cuptorului, p. 17 — Aprecierea funcționării termice a convertizoarelor, prin metoda bilanțurilor termice comparative, p. 13 — Îmbunătățirea eficienței de utilizare a resurselor de cilindri orizontali de la cajele universale pe laminorul universal de grinzi, p. 21 — Solicitările dinamice în primele caje ale laminorului continuu de semifabricate, p. 24 — Influența compoziției chimice și a gradului de deformare la rece asupra proprietăților mecanice ale tablei din oțel 08H18T1 laminate la rece, p. 25 — Cercetarea interconexiunii parametrilor de laminare și de tăiere a metalului laminat pe laminoarele continue de semifabricate și de profile mici, p. 28 — Influența incluziunilor nemetalice (sulfurilor) în oțel asupra proprietăților mecanice și de oboseală a metalului țevilor de foraj, p. 30 — Cercetarea principalelor cauze de degradare a îmbinărilor cu filet la țevile de tubaj, p. 31 — Intensificarea pregătirii suprafeței de contact a semifabricatelor din bronz sub sudură la fabricarea țevilor bimetalice, p. 35 — Durificarea termică a laminatelor — rezervă de economisire a metalului, p. 34 — Influența condițiilor de solicitare mecanică prin impulsuri și a tratamentului termic asupra densității alicelor din oțel, p. 36 — Proprietățile tablei subțiri din oțeluri cu rezistență ridicată utilizată în construcția de automobile, p. 37 — Interconexiunea texturii și a densității dislocațiilor tablei subțiri din oțel laminat la rece 08Iu, p. 38 — Neomogenitatea structurii oțelului 09G2FB în sleburile turnate continuu și benzile laminate la cald, p. 39 — Băi de economisire a combustibilului la încălzirea metalului în cuptoare cu trecere continuă, p. 42 — Miezuri subțiri din propilenă pentru cabluri de lift, p. 43 — Elaborarea unei nomenclaturi pentru piesele din fontă, de înaltă rezistență, p. 51 — Complex mecanizat pentru frezarea longotierelor, p. 52 — Influența regimurilor de solicitare a dispozitivului de presare al laminorului asupra uzării cuptorului elicoidal, p. 53 — Sistem automatizat de elaborare a documentației tehnice și de devize, a evidenței și analizei cheltuielilor pentru reparațiile capitale și curente ale utilajului metalurgic, p. 55 — Funcționarea secției de convertizoare la afinarea fontei cu conținut diferit de siliciu și sulf, p. 58 — Influența reducerii consumului specific de metal al produselor asupra indicatorilor tehnico-economici ai funcționării laminoarelor de țevi, p. 59 — Procedeu de organizare a sistemului de conducere a bazei de date din cadrul sistemului automatizat de comandă a proceselor tehnologice metalurgice, p. 62 — Proiectarea organizării punerii în funcțiune și asimilării secțiilor din întreprinderile metalurgice, p. 63.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 8, 1987

Proprietățile cărbunilor cu metamorfozare ridicată din bazinul Karaganda și utilitatea acestora la cocsificare, p. 4 — Cocsificarea semiindustrială a încărcăturilor bătătorite, p. 12 — Rolul liantului ca component aglutinant la brichetarea parțială a încărcăturii de cărbune, p. 18 — Legi de stabilire a dimensiunilor geometrice a cuptoarelor cu camere, p. 23 — Asimilarea instalației experimental-industriale de cocs brichete la uzina cocsochimică din Bagleisk, p. 24 — Controlul temperaturilor cocsului fabricat, p. 27 — Instalație de desprăfuire pneumatică prin vibrații și de clasificare, p. 42 — Montarea aparatelor de tip coloană, p. 44 — Automatizarea proceselor de depozitare și dozare a cărbunilor, p. 44 — Mijloace tehnice de realizare a conducerii în SAC PT de epurare și prelucrare a gazelor de cocserie, p. 46 — Cercetarea emanațiilor nocive din atmosferă la fabricarea cocsului, p. 54 — Realizarea și punerea în funcțiune a instalației biochimice pentru epurarea de fenol a apelor reziduale, p. 55 — Componentele active la coroziune ale gazelor de cocserie, p. 57.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 9, 1987

Cărbuni de Cernigovsk — resurse suplimentare de cărbuni pentru cocsificare, p. 3 — Aglomerarea cărbunilor în prezența hidrocarburilor, p. 6 — Analiza stării căptușelii refractare la alegerea metodei de reparație profilactică la cald a bateriilor de cocsificare, p. 13 — Repararea căptușelii bateriilor de cocsificare prin metoda în grup în flux, p. 15 — Eficiența brichetării parțiale a încărcăturii de cărbune din bazinul Peciorsk și Kuznețk, p. 17 — Legități de formare a densității în vrac a încărcăturii de cărbune cu adaosuri de semicocs din cărbune brun, obținut prin piroliză rapidă, p. 20 — Cercetarea permeabilității la gaze a încărcăturii compactate de cărbune, p. 23 — Influența volumului cuptoarelor cu camere asupra calității produselor chimice, p. 24 — Analiza dezvoltării tehnologiei de epurare sub vid cu carbonați a gazelor de cocserie, p. 27 — Verificarea industrială a procedeului de epurare oxidantă a sulfului din gazul de cocserie, p. 33 — Determinarea directă a fenolului în gudronul de huilă, p. 38 — Eficiența economică a epurării biochimice a apelor uzate, p. 46 — Organizarea controlului de laborator al industriei cocsochimice moderne, p. 47.

Model matematic de calcul al transferului de căldură în cuptoarele de încălzire

Dr. ing. A. Gaba ICEM

CZ: 536.24;669.041

Calculul transferului de căldură în cuptoarele de încălzire este prezentat în literatura de specialitate în diverse variante care au la bază două metodologii: metodologia Taiț și, respectiv, metodologia Heiligenstaedt. Metodologia Heiligenstaedt este mai apropiată de fenomenologia transferului de căldură în cuptor, prin evidențierea dependenței coeficientului global de transfer de căldură de o serie de parametri constructivi și funcționali ai cuptorului și prin calcularea temperaturii pereților și a temperaturii gazelor.

În ultimul timp s-au făcut încercări pentru realizarea unor metodologii mai exacte de calcul al transferului de căldură în cuptoarele de încălzire. Acestea au la bază, în general, metodologia Heiligenstaedt și principiul decuplării care permite, din punctul de vedere al calculului transferului de căldură, separarea de cuptor a materialului supus încălzirii.

Se realizează astfel două modele de calcul: primul descrie încălzirea materialului în timp iar al doilea descrie transferul de căldură în cuptor, avînd drept condiții la limită variația în timp a temperaturii suprafeței materialului sau a fluxului util de căldură [1], [2].

Aceste metodologii duc la o serie de aproximări date de: considerarea unor valori constante pentru unii parametri care variază cu temperatura; utilizarea unor coeficienți de corecție (de exemplu, pentru a ține seamă de absorbția de către gaze a unei părți din radiația emisă de pereți); estimarea aproximativă a unor parametri (coeficientul de transfer de căldură prin convecție, pierderile de căldură prin pereții cuptorului); utilizarea unor ipoteze simplificatoare (de exemplu, aceeași temperatură pentru toți pereții cuptorului).

Descrierea modelului matematic de calcul al transferului de căldură în cuptoarele de încălzire

Pentru a elimina dezavantajele menționate s-a elaborat un model matematic mai complex care aduce o serie de îmbunătățiri [3]. Astfel, în ceea ce privește calculul transferului de căldură prin radiație, se determină coeficienții unghiular de iradiație reciprocă între suprafețe și coeficienții de transmisivitate ai gazelor. De asemenea, se calculează coeficientul de transfer de căldură prin convecție, pierderile de căldură prin pereții cuptorului și căldura acumulată în pereți în cazul funcționării discontinue. Se consideră variația în funcție de temperatură a tuturor mărimilor fizice care depind de aceasta și se calculează, pentru fiecare pas de timp, temperaturile fiecărui perete component al incintei de încălzire: temperatura gazelor din incintă, temperatura gazelor la evacuarea din cuptor, debitul de combustibil necesar realizării diagramei de încălzire propuse de tehnolog și randamentul cuptorului. Totodată, se consideră că funcționarea elementelor care constituie agregatul de încălzire este descrisă de modele matematice separate, care sînt cuplate prin condițiile la limită, extinzînd principiul decuplării și la instalația de ardere precum și la instalația de preîncălzire a combustibilului și a aerului de combustie.

De asemenea, modelul matematic de calcul al transferului de căldură în cuptoarele de încălzire poate fi utilizat și pentru simularea funcționării acestor cuptoare în diverse condiții de dotare sau alimentare cu diverși combustibili. Acesta se reprezintă schematic în figura 1, evidențiind legăturile care se stabilesc între modelele matematice care descriu funcționarea elementelor constituente ale agregatului de încălzire. În continuare, sînt prezentate sintetic aceste modele matematice.

Modelul matematic de calcul al temperaturilor de preîncălzire a combustibilului și aerului de combustie

Cu ajutorul acestui model matematic se determină, la fiecare moment t, temperatura aerului de combustie $TA\ (t)$ și temperatura combustibilului $TC(t)$ la ieșirea din preîncălzitorul existent în dotarea cuptorului.

Se utilizează metoda *eficiență termică* ε — număr de unități de transfer de căldură NTC, cunoscînd configurația de curgere, suprafața de schimb de căldură a fiecărei zone de preîncălzire, precum și elementele calculate de alte modele matematice pentru pasul de timp $(j-1)$ care sînt: debitul de combustibil $DC(t)$, temperatura gazelor la evacuarea din cuptor $TGE\ (t)$ și parametrii de ardere (compoziția gazelor la evacuarea din cuptor și din fiecare zonă de preîncălzire, debitul de aer, de combustie și de gaze evacuate din punctele menționate și căldurile specifice ale acestora).

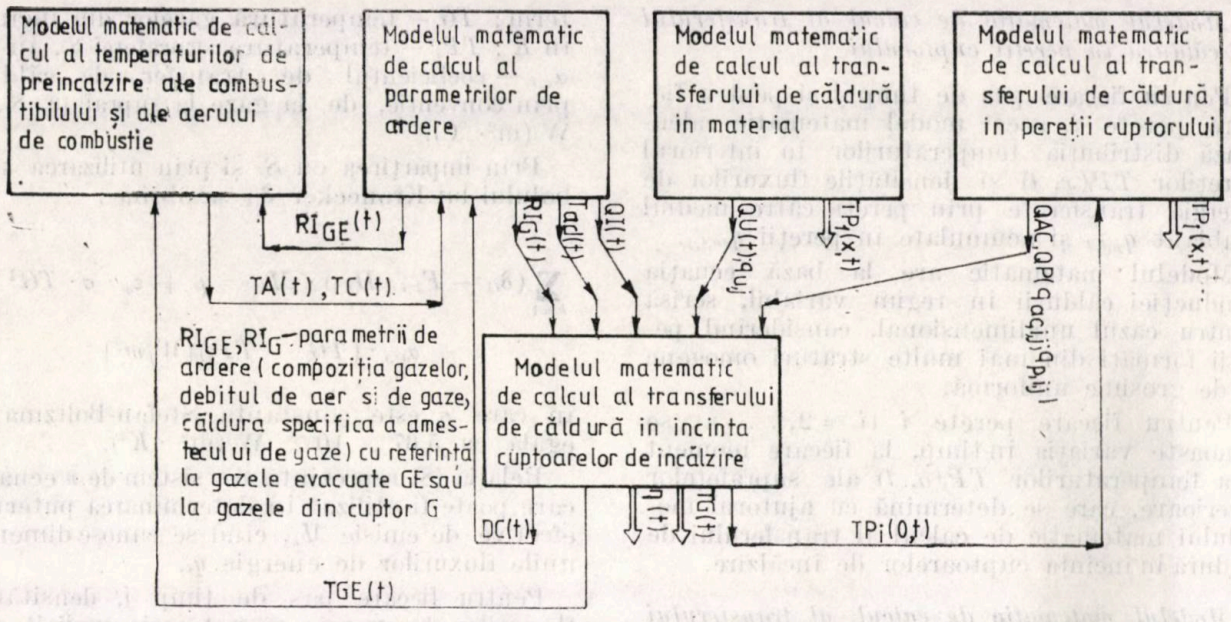


Fig. 1. Reprezentarea schematică a modelului matematic de calcul al procesului de încălzire din cuptor

Modelul matematic de calcul al parametrilor de ardere

La fiecare moment t, acest model matematic determină: compoziția gazelor în incinta cuptorului și la evacuarea lor din cuptor și din fiecare zonă de preîncălzire; debitul de aer de combustie și de gaze evacuate din punctele menționate; căldurile specifice ale acestora; temperatura adiabatică de ardere T_{ad} (t) și energia introdusă în cuptor prin instalația de ardere QI (t).

Modelul matematic utilizează ecuațiile: de ardere, de corelare a numărului de moli cu coeficienții stoichiometrici corespunzători, de echilibru în fază gazoasă cu variația numărului de moli și de variație a entalpiei în timpul procesului. Totodată sînt folosite o serie de mărimi determinate de alte modele matematice: debitul de combustibil DC (t) precum și temperaturile de preîncălzire a aerului de combustie $TA(t)$ și a combustibilului $TC(t)$.

În cadrul acestui model matematic se admite ipoteza că disociază numai vaporii de apă și bioxidul de carbon, iar ca date de intrare se dau: compoziția combustibilului, conținutul în oxigen al aerului de combustie și coeficienții de exces de aer în instalația de ardere, în incinta cuptorului, la evacuarea din cuptor în fiecare zonă de preîncălzire.

Modelul matematic de calcul al transferului de căldură în material

Modelul matematic are la bază ecuația conducției căldurii în regim variabil, pentru corpuri omogene, izotrope, fără surse interioare de căldură.

Materialele supuse încălzirii pot fi de grosime uniformă g, cu distanțe mici între ele, astfel încît fluxul termic să poată fi considerat unidirecțional, iar ecuația conducției căldurii în regim variabil să poată lua forma:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a\,\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \tag{1}$$

cu condiția inițială:

$$T(x,\ 0) = f_1(x) \tag{2}$$

și condițiile la limită:

$$T(0,\ t) = f_2(t) \tag{3}$$

$$\left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=g} = 0 \tag{4}$$

În cazul cuptoarelor cu funcționare continuă cu zone superioare și inferioare, sau în cazul cuptoarelor adînci, încălzirea se poate considera bilaterală, iar g va reprezenta jumătate din grosimea materialului.

Ecuația (1) se rezolvă prin metoda diferențelor finite, cunoscîndu-se variația în timp a suprafeței materialului (3), care poate fi scrisă sub forma:

$$TP_1(0,t) = a_1 + a_2 \cdot t + a_3(1 - e^{-a\ 4^t}) \tag{5}$$

în care a_1, a_2, a_3 și a_4 sînt coeficienții dați pentru realizarea tehnologică a diagramei de încălzire.

Pe lîngă distribuția temperaturilor în material $TP_1(x_1,\ t)$, acest model matematic calculează și densitatea fluxului de energie primit de material $q_{u,j}$.

Modelul matematic de calcul al transferului de căldură în pereții cuptorului

Pentru fiecare pas de timp j și pentru fiecare perete i, acest model matematic calculează distribuția temperaturilor în interiorul pereților $TP_i(x, t)$ și densitățile fluxurilor de energie transferate prin pereți către mediul ambiant $q_{p,t,j}$ și acumulate în pereții $q_{ac,i,j}$.

Modelul matematic are la bază ecuația conducției căldurii în regim variabil, scrisă pentru cazul unidimensional, considerînd pereții formați din mai multe straturi omogene și de grosime uniformă.

Pentru fiecare perete i $(i = 2, \ldots n)$ se cunoaște variația în timp, la fiecare moment j, a temperaturilor $TP_i(o, t)$ ale suprafețelor interioare, care se determină cu ajutorul modelului matematic de calcul al transferului de căldură în incinta cuptoarelor de încălzire.

Modelul matematic de calcul al transferului de căldură în incinta cuptoarelor de încălzire

Transferul de căldură în incinta cuptoarelor de încălzire are loc prin: radiație de la gaze la materialul supus încălzirii și la pereți, radiație de la pereți la material și convecție de la gaze la material și la pereți.

Incinta se consideră formată din n suprafețe S_i cenușii, mate și izoterme, cu temperatura TP_i, umplută cu un gaz cu temperatura uniformă TG. De asemenea, se consideră repartizarea uniformă a fluxurilor pe suprafețe, precum și faptul că proprietățile radiante ale suprafețelor S_i sînt independente de lungimea de undă a radiației și de direcția de propagare, și anume:

$$\varepsilon_i = A_i = 1 - R_i. \tag{6}$$

în care:

ε_i este coeficientul de emisie total al suprafeței S_i; A_i — coeficientul de absorbție total al suprafeței S_i; R_i — coeficientul de reflexie total al suprafeței S_i.

În aceste ipoteze, bilanțul energetic al incintei se scrie sub forma:

$$Q_i = S_i \cdot M_i - \sum_{k=1}^{n} S_k \cdot F_{k,i} \cdot M_k \cdot D_{k,i} - S_i \cdot$$

$$\cdot \varepsilon_{gi} \cdot \sigma \cdot TG^4 - S_i \cdot \alpha_{C,i} \, (TG - TP_i), \quad [\mathrm{W}] \tag{7}$$

în care: M_i este puterea efectivă de emisie a suprafeței S_i, W/m²; $F_{k,i}$ — coeficientul unghiular de radiație reciprocă între suprafețele S_k și S_i; $D_{k,i}$ — coeficientul de transparență total al stratului de gaze, conținut între suprafețele S_k și S_i, pentru radiația care se propagă de la S_k la S_i; ε_{gi} — coeficientul de emisie total al stratului gazos izoterm; TG — temperatura gazelor din incintă, în K; TP_i — temperatura suprafeței S_i, în K; $\alpha_{c,i}$ — coeficientul de transfer de căldură prin convenție, de la gaze la suprafața S_i, în W/(m²· °C).

Prin împărțirea cu S_i și prin utilizarea simbolului lui Kronecker δ_{ik} se obține:

$$\sum_{k=1}^{n} (\delta_{ik} - F_{k,i} \cdot D_{k,i}) \cdot M_k = q_i + \varepsilon_{gi} \cdot \sigma \cdot TG^4 +$$

$$+ \alpha_{C,i} \cdot (TG - TP_i) \, [W/m^2] \tag{8}$$

în care σ este constanta Stefan-Boltzmann, egală cu $5{,}67 \times 10^{-8}$ W/(m² · K^4).

Relația (8) reprezintă un sistem de n ecuații, care poate fi utilizat în determinarea puterilor efective de emisie M_k, cînd se cunosc dimensiunile fluxurilor de energie q_i.

Pentru fiecare pas de timp j, densitățile fluxurilor de energie se pot scrie explicit sub forma:

$$q_{i,j} = \begin{cases} q_{u,j} \text{ pentru } i = 1 \\ q_{p,i,j} + q_{ac,i,j} \text{ pentru } i = 2, \ldots, n \end{cases}$$

Bilanțul energetic al incintei, exprimat prin relația:

$$\sum_{k=1}^{n} [\delta_{i,k} - (1 - \varepsilon_i) \cdot F_{k,i} \cdot D_{k,i}] \cdot M_k =$$

$$= \varepsilon_i \cdot \sigma \cdot TP_i^4 + (1 - \varepsilon_i) \cdot \varepsilon_{gi} \cdot \sigma \cdot TG^4 +$$

$$+ (1 - \varepsilon_i) \cdot \alpha_{Ci} \cdot (TG - TP_i) \quad [\mathrm{W/m^2}] \tag{9}$$

reprezintă un sistem de n ecuații utilizat în determinarea puterilor efective de emisie M_k, cînd se cunosc temperaturile TP_i ale suprafețelor interioare ale incintei.

Cele două forme de exprimare a bilanțului energetic al incintei (7) și (9) se pot scrie, pentru fiecare pas de timp j, ca un sistem de n ecuații în care necunoscutele sînt puterile efective de emisie M_k $(k = 2 \ldots n)$ și temperatura gazelor TG:

$$\sum_{k=1}^{n} [\delta_{1,k} - (1 - \varepsilon_{1,(j-1)} \cdot (F_{k,1,j} \cdot D_{k,1(j-1)}] \cdot$$

$$\cdot M_{k,j} = \varepsilon_{1,(j-1)} \cdot \sigma \cdot TP_{1,j}^4 + (1 - \varepsilon_{1,(j-1)}) \cdot$$

$$\cdot \varepsilon_{g,1,(j-1)} \cdot \sigma \cdot TG_j^4 + (1 - \varepsilon_{1,(j-1)}) \cdot \alpha_{C,1,(j-1)} \cdot$$

$$\cdot (TG_j - TP_{1,j}) \tag{10}$$

$$\sum_{k=1}^{n} (\delta_{i,k} - F_{k,i,j} \cdot D_{k,i,(j-1)}) \cdot$$

$$\cdot M_{k,j} = q_{ac,i,(j-1)} + q_{p,i,(j-1)} + \varepsilon_{g,i,(j-1)} \cdot \sigma \cdot TG_j^4 +$$

$$+ \alpha_{C,i,(j-1)} \cdot (TG_j - TP_{i,j}), \text{ cu } i = 2, \ldots n$$

Prin eliminarea lui TG_j^4 se obține un sistem cu $(n-1)$ ecuații liniare, care are $(n-1)$ necunoscute $M_{k,j}$:

$$\sum_{k=1}^{n} \left\{ (\delta_{i,k} - F_{k,i,j} \cdot D_{k,i,(j-1)}) - \right.$$

$$- \frac{\varepsilon_{g,i\,(j-1)}}{(1 - \varepsilon_{1,(j-1)}) \cdot \varepsilon_{g,1,(j-1)}} \cdot [\delta_{1,k} - (1 - \varepsilon_{1,(j-1)}) \cdot$$

$$\left. \cdot F_{k,1,j} \cdot D_{k,1,(j-1)})] \right\} \cdot M_{k,j} = q_{ac,i,(j-1)} + q_{p,i,(j-1)} +$$

$$+ \alpha_{C,i,(j-1)} \cdot (TG_{(j-1)} - TP_{i,(j-1)}) -$$

$$- \frac{\varepsilon_{g,i,(j-1)}}{(1 - \varepsilon_{1,(j-1)}) \cdot \varepsilon_{g,1(j-1)}} \cdot [\varepsilon_{1,(j-1)} \cdot \sigma \cdot TP_{1,j}^4 +$$

$$+ (1 - \varepsilon_{1,(j-1)}) \cdot \alpha_{C,i,(j-1)} \cdot (TG_{j-1} - TP_{1,j})] \quad (11)$$

Sistemul (11) se poate rezolva pentru fiecare pas de timp j, printr-o metodă exactă, cum ar fi aplicarea matricei inverse, folosind regulile lui Gramer. În cazul cuptoarelor de încălzire, această metodă este cea mai eficace deoarece numărul i al suprafețelor incintei se poate considera, de obicei, $i = 3-6$.

Acele $(n-1)$ valori $M_{k,j}$ obținute prin rezolvarea sistemului (11) permit determinarea temperaturii gazelor TG_j și a temperaturilor pereților incintei, $TP_{i,j}$.

Pe lîngă aceste temperaturi se mai calculează, la fiecare pas de timp j, temperatura TGE_j de evacuare a gazelor din cuptor, debitul DC_j de combustibil și randamentul η_j al cuptorului.

Verificarea și utilizarea modelului matematic de calcul al transferului de căldură în cuptoarele de încălzire

Verificarea acestui model matematic s-a făcut prin compararea rezultatelor obținute prin calcul cu valorile unor parametri măsurați pe un cuptor adînc special amenajat [3]. S-au obținut diferențe de debite de combustibil DC de maximum $\pm 2{,}8\%$ exemplificate pentru o șarjă experimentală în figura 2 și diferențe ale temperaturilor TGE de evacuare a gazelor din cuptor, de maximum $\pm 2{,}1\%$, exemplificate pentru aceeași șarjă experimentală (fig. 3).

Acest model matematic s-a utilizat pentru simularea proceselor de încălzire în scopul

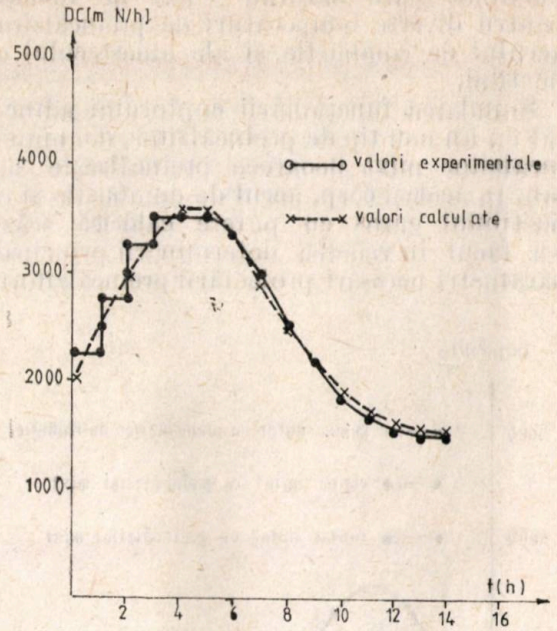


Fig. 2. Variația în timp a debitului de combustibil DC pentru șarja experimentală

evidențierii posibilităților de intensificare a transferului de căldură. Astfel, simularea procesului de încălzire pe cuptorul adînc menționat s-a făcut pentru diverse viteze de încălzire, rezultate din relația (5) de calcul al tempe-

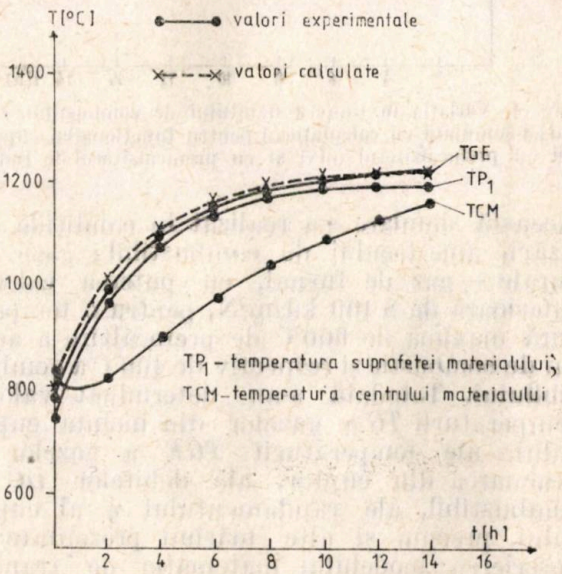


Fig. 3. Variația în timp a temperaturii TGE a gazelor la evacuarea din cuptor pentru șarja experimentală

raturii suprafeței lingoului, obținîndu-se influența temperaturii gazelor asupra coeficientului global de transfer de căldură, precum și influența vitezei de încălzire asupra consumului specific de combustibil. De asemenea, simularea procesului de încălzire în cuptorul adînc s-a făcut pentru diverse amestecuri com-

bustibile (gaze naturale — gaz de furnal) și pentru diverse temperaturi de preîncălzire ale aerului de combustie și ale amestecului combustibil.

Simularea funcționării cuptorului adînc dotat cu un nou tip de preîncălzitor, denumit preîncălzitor mixt deoarece preîncălzește simultan, în același corp, aerul de combustie și combustibilul gazos cu putere calorică scăzută, s-a făcut în vederea determinării principalilor parametri necesari proiectării preîncălzitorului.

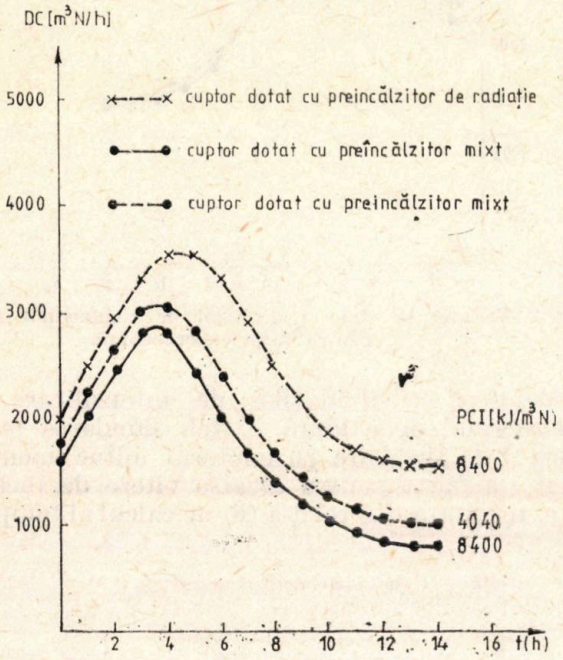


Fig. 4. Variația în timp a debitului de combustibil *DC* al șarjei simulată cu calculatorul pentru funcționarea cuptorului cu preîncălzitorul mixt și cu preîncălzitorul de radiație

Această simulare s-a realizat în condițiile utilizării amestecului de combustibil: gaze naturale — gaz de furnal, cu puterea calorică inferioară de 8 400 kJ/m³N, pentru o temperatură maximă de 600°C de preîncălzire a aerului de combustie și respectiv de 400°C a combustibilului. Totodată s-au determinat valorile temperaturii *TG a* gazelor din incinta cuptorului, ale temperaturii *TGE* a gazelor la evacuarea din cuptor, ale debitelor *DC* de combustibil, ale randamentului η al cuptorului, precum și alte mărimi prezentate în descrierea modelului matematic de transfer de căldură în cuptor.

Astfel, în figura 3 se prezintă diagrama de încălzire a șarjei calde, aleasă spre exemplificare, cu valori măsurate pe cuptorul dotat cu preîncălzitorul inițial de radiație și obținute prin simularea funcționării cuptorului dotat cu preîncălzitor mixt. Din această diagramă rezultă diferențe între valorile temperaturii de evacuare a gazelor, ca urmare a valorilor diferite ale temperaturii adiabatice în cele două cazuri.

Pe lîngă temperatura de evacuare a gazelor din cuptor, în calculul de dimensionare a preîncălzitorului intervine și debitul de combustibil. Variația debitului *DC* de combustibil în timpul șarjei alese spre exemplificare în cele două variante de funcționare a cuptorului, cu și fără preîncălzitor mixt, se prezintă în figura 4. Rezultă diferențe substanțiale între cele două variante cu o anumită evoluție în lungul șarjei.

Prin planimetrarea suprafeței dintre cele două curbe ale debitelor, rezultă economia de combustibil care se obține datorită utilizării preîncălzitorului mixt. Astfel, se poate determina, pe baza datelor de producție planificate la nivelul secției, economia medie globală de combustibil.

De asemenea, prin simularea funcționării cuptorului dotat cu preîncălzitor mixt, se determină evoluția în timpul șarjei a principalilor parametri necesari proiectării preîncălzitorului mixt, debitul de combustibil și temperatura gazelor la evacuarea din cuptor.

Modelul matematic de calcul al transferului de căldură din cuptor permite simularea funcționării cuptorului dotat cu preîncălzitor mixt și în condițiile utilizării unor amestecuri combustibile, gaz de furnal — gaz natural, cu conținuturi mărite de gaz de furnal. Astfel, pentru amestecul de combustibil cu puterea calorică inferioară de 4040 kJ/m³S, care reprezintă limita de funcționare în condițiile preîncălzirii aerului la maximum 600°C și a combustibilului la maximum 400°C în figura 4 se prezintă evoluția debitului de combustibil pentru aceeași diagramă de încălzire menționată.

BIBLIOGRAFIE

[1] Salter, F., M., Costick, J., A.: *Mathematical model of the heat transfer within a reheating furnace.* Fourth Symposium on flames and industry, Londra, 19—20 sept., 1972.

[2] Woelk, G.: *Behandlung von Wärmeleitvorgängen bei entkoppelten mathematischen Ofenmodellen.* În: Arch. Eisenhüttenwes., R.F.G., 47, nr. 4, 1976, p. 223—228.

[3] Gaba, A.: *Contribuții privind reducerea conținutului de energie al produselor siderurgice prin recuperarea resurselor energetice secundare, extinderea utilizării gazelor reziduale combustibile și intensificarea transferului de căldură în cuptoare de încălzire.* Teză de doctorat, I.P.B., București, 1987.

Prof. dr. ing. N. Popescu,
conf. dr. ing. A. Aloman și
dr. ing. Mihaiela Isac
Institutul politehnic București

Îmbătrînirea deformațională, stadiile și cinetica procesului *(Lucrare de sinteză II)*

CZ: 539.389.3

Tehnica actuală cere oțeluri de înaltă calitate cu rezistență, plasticitate și tenacitate care să asigure funcționarea de lungă durată a pieselor mecanismelor, mașinilor și instalațiilor.

Îmbătrînirea oțelului și în particular îmbătrînirea deformațională (influențată de alierea cu carbon și azot și de deformarea plastică prealabilă) constituie unul dintre procesele care modifică în timp strucura oțelului și proprietățile acestuia.

Teoria îmbătrînirii deformaționale a fost elaborată după apariția teoriei defectelor structurale în cristalele reale și a metodelor de cercetare prin microscopie electronică.

Teoretic și experimental s-a determinat că mecanismul îmbătrînirii deformaționale constă în interacțiunea atomilor interstițiali cu dislocațiile.

Principalul efect favorabil al îmbătrînirii deformaționale la oțeluri este durificarea care poate fi, însă, însoțită și de fragilizarea oțelului.

Stadiile îmbătrînirii deformaționale

Cercetările experimentale au arătat că îmbătrînirea deformațională are loc în mai multe etape.

Prin măsurători de frecare internă în domeniul dependenței de amplitudine (gradul) de deformare plastică s-a stabilit că *stadiul inițial* al îmbătrînirii deformaționale constă în creșterea conținutului de C + N la dislocații, ceea ce determină scăderea lungimii segmentului dislocațional L_s, creșterea palierului de curgere l_c și o anumită durificare. Caracteristică pentru acest stadiu este absența fenomenului de reversiune, care arată că are loc ocuparea de către impurități a pozițiilor cu energia de legătură dislocații-impurități maximă, formîndu-se atmosfere Cottrell condensate. Reversiunea reprezintă întoarcerea la proprietățile dinaintea îmbătrînirii deformaționale printr-o încălzire de scurtă durată la o temperatură superioară temperaturii de îmbătrînire.

Stadiul al doilea care apare odată cu creșterea duratei îmbătrînirii duce la accentuarea durificării : mărimile Ls și l_c nu se modifică, iar fenomenul de reversiune este cu atît mai pronunțat cu cît este mai mare durata îmbătrînirii ; aceasta arată că atomii de impurități ocupă poziții cu energie de legătură mai mică și energia oscilațiilor termice la încălzirea oțelului îmbătrînit deformațional este suficientă pentru trecerea impurităților în poziții interstițiale normale. În stadiul al doilea continuă migrația atomilor de impurități spre dislocații, formîndu-se segregații.

În *stadiul al treilea* apar precipitate relativ stabile la dislocații, cresc puternic durificarea și fragilizarea și scade efectul de reversiune.

În ansamblu, la îmbătrînirea deformațională a oțelului se modifică gradul de blocare a dislocațiilor datorită variației densității atmosferelor.

Îmbătrînirea deformațională este un proces multistadial în care diferențierea stadiilor se face pe baza gradului de blocare a dislocațiilor și a mecanismului de durificare.

Primul stadiu la îmbătrînire este *stadiul formării atmosferelor* care se termină cînd densitatea atmosferelor atinge cel puțin 1—2 atomi/dislocații. Durificarea este legată de energia necesară pentru smulgerea dislocațiilor din atmosfera de impurități.

Studiul al doilea este *stadiul segregării* și începe atunci cînd densitatea atmosferelor atinge 5 — 10 atomi/dislocație iar o mare parte din dislocațiile introduse de deformarea plastică se deblochează la o solicitare repetată.

În general, se poate considera că în tot timpul procesului de îmbătrînire se păstrează o blocare neuniformă a diferitelor dislocații. În stadiul al doilea crește numărul dislocațiilor puternic blocate care nu se smulg la o solicitare repetată.

În practică, îmbătrînirea deformațională a oțelului se termină la stadiul formării segregațiilor.

Uneori se consideră greșit că după o îmbătrînire suficient de îndelungată toți atomii de azot și carbon se aglomerează la dislocații. În realitate, pe măsură ce crește concentrația impurităților la dislocații, apare un gradient de concentrație, opus gradientului de tensiune mecanică, care provoacă o difuzie inversă a impurităților din regiunea dislocației. Procesul de segregare se termină cu stabilirea unui echilibru dinamic cînd viteza migrării impurităților spre dislocații, datorită gradientului de tensiune, devine egală cu viteza difuziei inverse determinată de gradientul de concentrație. Dacă printr-o anumită metodă (aliere) se micșorează gradientul de tensiune, echili-

brul dinamic trebuie să se stabilească la un gradient de concentraţie mai mic, adică la o densitate mai mică a segregaţiei.

Limita segregaţiei stabile este determinată de relaţia :

$$KT \geqslant V = \frac{A \sin \alpha}{\gamma + \rho}; \qquad (1)$$

unde γ şi α sînt coordonatele polare ale atomului; — ρ lungimea dislocaţiei, $A \approx 10^{-25}$ N·cm^2 [1] (1).

Calculele arată că, în condiţiile distribuţiei uniforme a dislocaţiilor, zonele segregaţiilor stabile din jurul dislocaţiilor nu se suprapun, iar raza segregaţiei este mai mică decît distanţa medie dintre dislocaţii chiar la o densitate de 10^{12}cm^{-2}. La temperatura ordinară, valoarea maximă a razei segregaţiei este de ~ 7 nm (70 Å) sau de ~30 nm de distanţe interatomice în Feα. Suprafaţa segregaţiei este de 75 nm^2 (7500 Å^2). Dacă se presupune că în regiunea dislocaţiei revine în medie un atom de impuritate la patru distanţe interatomice, rezultă că densitatea maximă de echilibru a segregaţiei este de ~ 240 atomi.

Dacă un atom de impuritate revine în medie la opt distanţe interatomice, densitatea maximă de echilibru a segregaţiei este de 58 atomi. În primul caz, la o densitate de dislocaţii de 10^{11} cm^{-2} este necesară o concentraţie de carbon şi azot de 0,28%, iar în al doilea caz de 0,068%. La o densitate de dislocaţii de 10^{10} cm^{-2} este necesară o concentraţie de 0,028% şi respectiv 0,0068%.

Raportul dintre numărul de atomi de impurităţi la dislocaţii n_d şi în soluţia solidă n_i se exprimă cu relaţia :

$$\frac{n_d}{n_i} = A \exp \frac{E}{kT} \qquad (2)$$

unde E este energia de activare pentru deblocarea dislocaţiilor, iar A — un coeficient care indică raportul dintre numărul de atomi dislocaţi şi numărul total de atomi din reţeaua cristalină. Odată cu creşterea temperaturii de la 200 la 430°C raportul n_d/n_i scade de peste 20 de ori.

În condiţiile unei concentraţii suficiente de carbon şi a unei temperaturi de îmbătrînire suficient de ridicate, stadiul segregării este înlocuit de la treilea stadiu al îmbătrînirii deformaţionale reprezentat de procesul de formare a unor precipitate de fază secundară cu reţea cristalină diferită de cea a matricei şi cu suprafaţă de separare (limită de fază) între precipitate şi matrice. De-a lungul liniilor dislocaţiilor se formează precipitate de forma unor bastonaşe, stabilizate prin combinarea legăturii chimice dintre atomii cu interacţiunea elastică şi cîmpul de tensiuni ale dislocaţiilor. Precipitatele sînt stabile termic şi au o slabă tendinţă de coalescenţă.

Distribuţia atomilor de impurităţi faţă de centrul dislocaţiei este descrisă de o relaţie similară cu ecuaţia statisticii Maxwell-Boltzmann :

$$C_V = C_0 \exp \frac{V}{KT} \qquad (3)$$

unde C_V este concentraţia impurităţilor în regiunea dislocaţiei cu energia de legătură V; C_0 — concentraţia medie a impurităţilor în cristal (la $V = 0$).

Ecuaţia (3) presupune că atomii de impurităţi pot ocupa orice poziţie în regiunea dislocaţiei şi probabilitatea ocupării unei anumite poziţii este determinată de raportul dintre energia de legătură V şi energia oscilaţiilor termice KT.

Odată cu îndepărtarea de centrul dislocaţiei scad atît energia de legătură V cît şi concentraţia impurităţilor iar *atmosfera* (segregaţia) devine din ce în ce mai diluată. La temperatură scăzută, cînd $V \gg KT$, ecuaţia (3) nu mai poate descrie distribuţia impurităţilor în atmosferă deoarece aceasta este determinată numai de energia de legătură a impurităţilor cu dislocaţia. În aceste condiţii atmosfera devine condensată, adică toate poziţiile de interacţiune puternică sînt ocupate de impurităţi iar probabilitatea de ocupare este practic egală cu unitatea. Temperatura sub care atmosfera se condenseză, numită temperatură de condensare, se calculează cu relaţia :

$$T_c = \frac{-V}{k \ln \frac{l}{C_0}} \qquad (4)$$

Pentru $V = 0{,}5$ eV, $C_0 = 10^{-4}$, $k = 8{,}6167\ 10^{-5}$ eV/K se obţine $T_c \simeq 633$ $K = 360$°C. Această valoare arată că în condiţiile practice obişnuite ale îmbătrînirii deformaţionale are loc condensarea atmosferelor.

Modificarea temperaturii de condensare sub influenţa diferiţilor factori poate influenţa cantitativ îmbătrînirea deformaţională, ţinînd seamă că tensiunea de smulgere a dislocaţiilor dintr-o atmosferă condensată este sensibil mai mare decît dintr-o atmosferă diluată.

Valoarea temperaturii de condensare se determină experimental prin măsurători de frecare internă. În acest mod s-a pus în evidenţă creşterea lui T_c odată cu creşterea concentraţiei iniţiale a impurităţilor în soluţie solidă (C_0). De exemplu, creşterea lui C_0 de la $2 \cdot 10^{-4}$ la $1{,}3 \cdot 10^{-3}$% a determinat creşterea lui T_c de la 225 la 350°C.

Unii autori consideră că distribuția atomilor de impurități față de centrul dislocației este descrisă mai bine de statistica Fermi-Dirac.

Admițind statistica Fermi-Dirac trebuie să se admită existența unor niveluri energetice, cu anumite valori ale energiei de legătură impurități-dislocație, pe care se află atomii de impurități. Numărul și caracteristicile nivelurilor energetice precum și numărul atomilor de impurități pe fiecare nivel nu au putut fi deocamdată determinate. Spectrul discret al distribuției impurităților la dislocații este o consecință a structurii cristaline discrete a matricei și a interacțiunii (atracție-respingere) dintre impurități.

Cinetica îmbătrînirii deformaționale

Cinetica îmbătrînirii deformaționale poate fi descrisă într-o primă aproximație cu ajutorul ecuației Cottrell-Bilby :

$$n_t = \alpha m \left(\frac{ADT}{kT}\right)^{2/3} n_0 \qquad (5)$$

unde n_t este numărul atomilor de impurități care migrează spre dislocații în timpul t și la temperatura T; m — densitatea de dislocații; n_0 — numărul inițial de atomi de impurități în soluție solidă; A — constanta din ecuația (1); D — coeficientul de difuzie a impurității; $\alpha \approx 3{,}45$.

În condiții izoterme, fracțiunea atomilor dizolvați care segregă la dislocații este proporțională cu $t^{2/3}$ (așa-numita lege 2/3) :

$$\frac{n_t}{n_0} \sim t^{2/3} \qquad (6)$$

Această lege este valabilă în primele stadii ale îmbătrînirii.

O ecuație generală a propus Harper, considerînd că viteza de migrare a impurităților scade proporțional cu volumul segregației datorită suprapunerii zonelor soluției solide care alimentează diferitele dislocații :

$$\frac{n_t}{n_0} = 1 - exp\left(-\alpha\, m \frac{ADt}{kT}\right)^{2/3} \qquad (7)$$

sau

$$\ln\left(1 - \frac{n_t}{n_0}\right) = Ct^{2/3} \qquad (8)$$

unde

$$C = \alpha \cdot m \frac{AD}{kT} \qquad (9)$$

Ecuația (7) a fost confirmată experimental. Aceasta nu ia în considerare efectul Snoek efectul difuziei inverse și particularitățile cinetice în stadiul formării precipitatelor la dislocații. De asemenea, nu ține seamă de distribuția concretă a dislocațiilor în matrice. Chiar în cazul unei distribuții uniforme a dislocațiilor trebuie să se propună o migrare preferențială rapidă a impurităților spre nodurile rețelei de dislocații. În cazul distribuției neuniforme a dislocațiilor, de exemplu atunci cînd se formează o structură celulară, în 1/5 din volumul matricei se pot concentra pînă la 3/4 din dislocații și, ca urmare, pot apărea diferențe mari între vitezele de migrare a impurităților în zone cu densități de dislocații diferite.

Bullough și Newmann au propus o ecuație cinetică de forma :

$$\left(1 - \frac{n_t}{n_0}\right) = exp\left[-\left(\frac{t}{\tau}\right)n\right] \qquad (10)$$

în care constanta temporală τ este invers proporțională cu densitatea de dislocații. Prin urmare, în regiunile cu densitate de dislocații mari, îmbătrînirea deformațională se desfășoară cu viteză mai mare. Aceasta poate determina desfășurarea nesimultană a îmbătrînirii deformaționale în diferitele regiuni ale oțelului.

În procesul de îmbătrînire deformațională participă carbonul și azotul cu concentrații efective, adică cu concentrații globale, indiferent de sursa concretă a celor două elemente. Concentrațiile efective sînt întotdeauna mai mari decît concentrațiile din soluția solidă datorită următoarelor surse suplimentare : carburi, nitruri, carbonitruri ; segregații la suprafețele de separare ; segregații la dislocațiile din oțelul aflat în stare inițială (nedeformată). Aceste surse funcționează numai dacă energia de legătură a impurităților ($C + N$) în ele este mai mică decît energia lor de legătură cu dislocațiile. Atunci funcționarea surselor este însoțită de micșorarea energiei libere a sistemului. În general, odată cu creșterea temperaturii de îmbătrînire cresc și concentrațiile efective ale carbonului și ale azotului.

După deformarea plastică a oțelului are loc în timp o dizolvare parțială sau totală inversă a carburilor, nitrurilor și carbonitrurilor. Efectul dizolvării inverse crește odată cu creșterea dispersiei și a densității volumice a particulelor fazelor secundare. Coerența acestor particule cu matricea și forma lor determină fie oprirea dislocațiilor la particule, fie curbarea dislocațiilor și ocolirea particulelor, fie tăierea particulelor de către dislocații.

Mai ales dacă după deformarea plastică urmează o încălzire, este posibilă o dizolvare a particulelor de faze secundare, un proces de dizolvare inversă de tipul reversiunii.

Cinetica dizolvării inverse este descrisă cu ajutorul unei ecuații de tip Avrami :

$$X = \frac{V_{tr}}{V} = 1 - exp(-k\,\tau^n) \qquad (11)$$

unde X este fracția volumică de material transformat, adică de fază dizolvată ; V_{tr} — volumul de fază transformată, adică dizolvată în matrice, pînă în momentul τ ; V — volumul inițial al fazei care se transformă ; k și n — constante.

Dizolvarea inversă este suprimată sau diminuată dacă oțelul este aliat cu elemente care formează, cu carbonul și azotul, carburi și nitruri stabile. Astfel de elemente sînt : Ti, V, Nb, B, Al ș.a.

Carbonul și azotul din oțeluri segregă și la limitele de grăunți și la dislocațiile vechi existente înainte de îmbătrînirea deformațională. Experiențele arată că viteza de segregare la dislocațiile noi, introduse de deformarea plastică în timpul îmbătrînirii la 200°C, este de 10^4 ori mai mare decît viteza de segregare la limitele de grăunți. Impuritățile segregate la limitele grăunților și la dislocațiile vechi migrează, în timpul îmbătrînirii după deformarea plastică, spre dislocațiile noi, provocînd blocarea acestora.

Particularitățile îmbătrînirii deformaționale în cazul unei concentrații mari de impurități în soluția solidă

În lucrările de cercetare privind mecanismul și cinetica îmbătrînirii deformaționale a fierului s-a utilizat o călire prealabilă de la temperatura Ac_1 pentru a asigura o concentrație inițială de carbon și azot în ferită de aproximativ 0,01%. În aceste condiții îmbătrînirea deformațională are unele particularități. Se constată o accentuare a stadiului *fără difuzie* al îmbătrînirii, legat de ordonarea atomilor interstițiali în cîmpul de tensiuni al dislocațiilor. La concentrații de 10^{-2}%, îmbătrînirea Feα are loc și fără aplicarea deformării plastice, prin formarea de precipitate pe dislocații și pe aglomerări de vacanțe în matrice. În stare nedeformată distanța medie dintre dislocații (la o densitate de 10^8 cm^{-2}) este de 1000 nm (10000 Å), ceea ce face ca la îmbătrînirea de temperatură joasă să fie neavantajoasă din punct de vedere cinetic difuzia impurităților la distanțe așa de mari. Datorită unui grad mare de suprasaturare a soluției solide și a unei concentrații excedentare de vacanțe obținute prin călire, precipitarea are loc preferențial pe vacanțe. Odată cu creșterea densității de dislocații pînă la 10^{11}cm^{-2}, distanța medie dintre ele scade la 30 nm (300 Å) și, ca urmare, precipitarea are loc atît pe dislocații cît și pe aglomerări de vacanțe.

Cinetica îmbătrînirii deformaționale se abate de la legea 2/3 în cazul îmbătrînirii deformaționale după călire de la Ac_1 și după deformare cu un grad de 15%. După un anumit timp de îmbătrînire, care este cu atît mai mare cu cît și gradul de deformare este mai mare, valoarea exponentului n crește pînă la 3/2, ceea ce este caracteristic pentru îmbătrînirea după călire cu precipitare în matrice pe vacanțe.

Suprapunerea îmbătrînirii după călire cu îmbătrînirea deformațională are loc cînd durata totală a îmbătrînirii deformaționale (t_d) este mai mare decît perioada de incubație pentru începerea precipitării în matrice pe vacanțe (t_m). Deoarece odată cu creșterea temperaturii mărimea t_d scade mai repede decît t_m, suprapunerea celor două procese este maximă în cazul îmbătrînirii naturale și devine neglijabilă la temperaturi de îmbătrînire peste 140°C.

Întrucît orientarea cristalografică a precipitatelor la îmbătrînirea de temperatură joasă după călire este diferită de cea a precipitatelor din planele de alunecare ale dislocațiilor la îmbătrînire deformațională, proprietățile obținute sînt diferite. Precipitatele de la îmbătrînirea după călire blochează mai puternic dislocațiile comparativ cu precipitatele din planele de alunecare ale acestora. De aceea, scăderea proporției îmbătrînirii după călire este însoțită de diminuarea durificării la îmbătrînire deformațională.

Deoarece la precipitarea pe vacanțe în matrice sistemul are o energie liberă mai mare decît în cazul precipitării pe dislocații, o durată suficient de mare de îmbătrînire (sau o temperatură suficient de ridicată) trebuie să determine dizolvarea precipitatelor pe vacanțe în matrice și o segregare suplimentară pe dislocații.

În general, se poate spune că în cazul unei concentrații inițiale mari de impurități în soluție solidă și a unui grad mic de deformare se observă precipitări pe vacanțe în matrice dacă se efectuează o îmbătrînire deformațională de temperatură joasă. În cazul unei durate sau temperaturi suficient de ridicate la îmbătrînire, precipitatele din matrice au tendința să se dizolve, avînd loc o migrare a impurităților spre dislocații.

Conf. dr. ing. E. Florian
Institutul politehnic București
ing. S. Popescu ICPE
și ing. C. Geamănu
IEMI București

Oxidarea și decarburarea oțelurilor la încălzire în vederea tratamentelor termice

CZ: 621.357.9

Atît decarburarea cît și oxidarea sînt fenomene care au loc la încălzirea produselor din oțel în vederea tratamentelor termice în băi de săruri sau în medii gazoase și care, cu mici excepții (decarburarea și oxidarea controlată), se limitează ca intensitate. În ceea ce privește atmosferele controlate, majoritatea componentelor gazoase care interacționează cu carbonul (O_2, CO_2, H_2O — excepție face H_2, care din punctul de vedere al interacțiunii cu fierul este reducător) produc decarburarea:

$$C + O_2 \rightleftarrows CO_2 \quad (1)$$

$$C + 1/2O_2 \rightleftarrows CO \quad (2)$$

$$H_2O + C \rightleftarrows CO + H_2 \quad (3)$$

$$CO_2 + C \rightleftarrows 2CO \quad (4)$$

$$2H_2 + C \rightleftarrows CH_4 \quad (5)$$

Acestea interacționează și cu fierul producînd oxidarea [1]—[3]:

$$xFe + y/2O_2 \rightleftarrows Fe_xOy \quad (6)$$

$$xFe + yCO_2 \rightleftarrows Fe_xOy + yCO \quad (7)$$

$$xFe + yH_2O \rightleftarrows Fe_xOy + yH_2 \quad (8)$$

$$Fe\,x\,Oy + H_2 \rightleftarrows yH_2O + xFe \quad (9)$$

În reacțiile (6—9) x și y reprezintă numere care indică formulele oxizilor posibili ai fierului Fe_2O_3, Fe_3O_4, și FeO, oxizi care se formează în funcție de potențialul de oxigen și de temperatură.

În ceeea ce privește decarburarea produselor din oțel la încălzire în vederea călirii în băi de topituri de săruri, datele existente în literatură semnalează procesul respectiv, fără să elucideze mecanismul decarburării [4]—[7], din care cauză măsurile prin care acesta se limitează sînt empirice.

În lucrarea [8] se apreciază că, sub influența vaporilor de apă, bioxidului de carbon și a oxigenului din aer, clorurile disociate în băi sub formă ionică dau oxizi și carbonați, care manifestă o influență decarburantă asupra materialului din stratul superficial al produsului supus încălzirii. Această ipoteză este infirmată de concluziile lucrării [12]. Introducînd în baia de clorură de bariu, succesiv, 1, 2, 3% BaO, autorii au determinat o influență nesemnificativă a acestor adaosuri. Acest lucru este și mai puțin posibil în cazul amestecurilor de cloruri de sodiu și potasiu, dată fiind instabilitatea carbonaților și, în special, a oxizilor de sodiu și potasiu în comparație cu cei de bariu.

O altă părere în legătură cu mecanismul decarburării în băi de topituri de săruri la temperaturi cuprinse între 800 și 1 300°C susține ideea interacțiunii dintre suprafața metalului și oxigenul elementar dizolvat în băi [11].

Cercetările efectuate de Smolnikov [5]—[7], [12] au scos în evidență cîteva caracteristici importante ale interacțiunii topiturilor de clorură de sodiu, potasiu și bariu cu carbonul din suprafața oțelurilor și anume:

— capacitatea de decarburare a băii este în funcție de temperatură, crescînd odată cu creșterea acesteia;

— capacitatea de decarburare depinde de timpul de funcționare a băii, „îmbătrînirea" acesteia fiind un fenomen caracteristic interacțiunii;

— cauza principală care duce la decarburarea în băi de săruri topite o constituie acumularea de oxizi de fier, a căror influență este însă incomplet elucidată.

La experimentări s-au utilizat atmosfere controlate pe bază de azot chimic pur, cu adaosuri controlate de oxigen (între 0,003% și 0,5%) și topituri de băi de săruri de cloruri de potasiu și sodiu. Analiza interacțiunii s-a efectuat pe baza determinărilor constantelor de reacție prin metoda foliei, utilizînd formula:

$$k_c = -\frac{\delta}{2t} \ln \frac{C_e - C}{C_e - C_0} = -\frac{\delta}{2t} \ln \theta' \quad (10)$$

unde: δ este grosimea foliei, cm; t — durata menținerii foliei, s; C_e — concentrația de echilibru corespunzătoare potențialului termodinamic de carbon al mediului de încălzire; pentru mediile analizate, potențialul de carbon a fost determinat direct cu ajutorul unei folii din oțel OSC12 (1,34%C) menținută 120 de minute. Pentru toate cazurile analizate:

$C_e = 0$;

C_0 — concentrația inițială; $C_0 = 1{,}34\%C$;

C — concentrația în carbon a foliei determinată la momentul t.

Avînd în vedere că adsorbția-desorbția carbonului în austenită sînt reacții de ordinul I, în coordonate $\ln \theta' - t$, ecuația (10) reprezintă o dreaptă a cărei pantă determină valoarea constantei vitezei de reacție, cm/s.

Așa după cum se va demonstra în continuare, decarburarea este însoțită de oxidare, în așa fel încît carbonul nu vine în contact direct cu mediul de încălzire. În aceste condiții, constantei k_c i se va atribui o semnificație formală, dar care, prin menținerea constantă a potențialului termodinamic al mediului de încălzire ($C_e = 0$) și a coeficientului de difuzie a carbonului în austenită, caracterizează acțiunea decarburantă a mediului de încălzire. Experimentările au fost efectuate pe o instalație de laborator cu posibilități de manipulare a foliei în vederea încălzirii și a răcirii.

Cinetica decarburării în atmosfere pe bază de azot

S-a determinat criteriul θ' pentru două durate de menținere 15 și 30 de minute la o temperatură de 850°C.

$$\theta'_1 = \frac{0 - 1{,}16}{0 - 1{,}34} = 0{,}86 \quad \ln\theta'_1 = -0{,}15 \qquad (11)$$

$$\theta'_2 = \frac{0 - 1{,}02}{0 - 1{,}34} = 0{,}76 \quad \ln\theta' = -0{,}27 \qquad (12)$$

$$k_c = -\frac{\delta/2}{t} \ln\theta' = \frac{45 \cdot 10^{-4} \cdot 0{,}15}{2 \cdot 15 \cdot 60} = \qquad (13)$$

$$= 0{,}375 \cdot 10^{-6} \text{ cm/s}$$

Este foarte interesant de semnalat faptul că valoarea constantei de adsorbție a carbonului nu depinde de mărimea adaosului de oxigen între limitele 30 și 350 ppm (0,003 și 0,035 %).

Cu această valoare și cu valoarea coeficientului de difuzie a carbonului în austenită, determinat cu ajutorul relației cunoscute :

$$D_c = (0{,}07 + 0{,}06\%\text{C}) \exp\left(-\frac{16\,500}{T}\right) \qquad (14)$$

Pentru 850°C, $D_c = 0{,}7 \times 10^{-7}$ cm²/s, s-a calculat distribuția teoretică a carbonului pe secțiunea produsului [1]. Rezultatele calculate pe o probă cilindrică din OSC8 menținută două ore la 850°C diferă mult de cele experimentale în sensul că decarburarea obținută experimental este mult mai puțin intensă decît cea teoretică. Constanta globală a vitezei de reacție recalculată din datele experimentale conform metodologiei prezentate în lucrarea [1] are valoarea :

$$k_c = 0{,}06 \cdot 10^{-6} \text{ cm/s} \qquad (15)$$

Valoarea mult mai mică a constantei de reacție determinată pe baza datelor experimentale a distribuției concentrației carbonului pe secțiunea produsului indică influența pozitivă a peliculei de oxid asupra decarburării, peliculă care a fost mult mai mare în cazul probei menținute două ore în comparație cu cele de pe folie.

Ținînd seamă de acțiunea de micșorare a intensității decarburării de către peliculele de oxizi, s-au determinat condițiile termodinamice de formare a oxizilor de fier (tab. 1).

Tabelul 1

Condițiile termodinamice de formare a oxizilor de fier la 850°C

Indicatorul potențialului de oxigen	FeO	Fe_3O_4	Fe_2O_3
$P_{O2} \times 10^5$, N/m²	10^{-17}	10^{-15}	10^{-7}
$\frac{P_{H_2}}{P_{H_2O}}$	10	10^{-1}	10^{-4}
$\frac{P_{CO}}{P_{CO_2}}$	3	1	10^{-5}

Din datele prezentate în tabelul 1 rezultă că, în condițiile reale de încălzire, decarburarea în medii gazoase nu se poate produce fără oxidare. Pentru atmosferele care conțin componente gazoase oxidante : CO_2, H_2O, O_2, la valori care pot fi atinse prin purificare prin metode cunoscute, oxidarea însoțește întotdeauna decarburarea.

Cinetica decarburării în topituri de săruri pe bază de cloruri

Determinarea capacității de decarburare a băii s-a efectuat tot prin calculul constantei de reacție a carbonului prin metoda foliei din care a rezultat pentru $T = 850$°C valoarea :

$$k_c = 2{,}3 \times 10^{-6} \text{ cm/s} \qquad (16)$$

Avînd în vedere că această valoare nu depinde de durata de menținere a foliei în baie, se poate considera viteza de adsorbție ca un indicator caracteristic al capacității de decarburare, spre deosebire de ceilalți indici propuși în literatură ale căror valori depind de timp.

Analiza macroscopică a probelor de OSC10 încălzite în baia de sare a indicat lipsa oxizilor în suprafață, observație întărită de compararea curbelor teoretice de distribuție a carbonului (pentru valoarea determinată a constantei k_c) și experimentale.

Dimpotrivă, introducînd în baie probe oxidate în prealabil (3 ore la 680°C în aer), după o menținere în baia de sare de 1,5 ore, stratul de oxid a fost înlăturat. Este o concluzie extrem de importantă, care indică atît o interacțiune directă între topitură și suprafața oțelului cît și o sursă importantă de impurificare a băii

cu oxizi de fier. Ținînd seamă de posibilitățile de producere a reacțiilor în băi se propune ca influența Fe_2O_3 asupra capacității de decarburare a băii să fie explicată prin formarea, sub influența oxizilor de fier, a oxiclorurilor de fier, substanțe cu stabilitate redusă care pot interacționa cu carbonul din suprafața metalului. Este un mecanism posibil, dovedit de cîteva date experimentale, dar care implică în continuare cercetări. Cercetările sînt cu atît mai necesare cu cît influența unor rectificatori ai băii în vederea reducerii decarburării (borax, MgF_2, bor, grafit, Fe-Si etc.) nu este încă cunoscută, motiv pentru care și numărul acestora este relativ redus.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dulămiță, T., Florian, E.: *Tratamente termice și termochimice*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1982.

[2] * * * Review of the Oxidation and Scaling of Heat Solid Metals. Dept. Ind. and Scient. Res., Londra, 1955.

[3] Oprea, Fl. ș.a. *Teoria proceselor metalurgice*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1978.

[4] Smolnikov, E., A. ș.a.În: MITOM, U.R.S.S., 1981, nr. 9, p. 2—6.

[5] Smolnikov, E., A. și Simonenco, A., N., În: MITOM, U.R.S.S., 1974, nr. 9, p. 2—7.

[6] Smolnikov, E., A., Sarmanova, L., N. În: MITOM, U.R.S.S., 1981, nr. 9, p. 2—6.

[7] Smolnikov, E., A.. MITOM, U.R.S.S., 1964 nr. 2, p. 13—17.

[8] Andreotti, A. În: Revista di mecanica, Italia 1957, vol. 8.

[9] Wilmers, S., Toxnet, H. În: Archiv Eisenhütten wesen, R.F.G., 1961, B 32, nr. 9, p. 645.

[10] Albrecht, C. În: H.T.M., R.F.G., 1960, 15, nr. 2

[11] Wilmers, S. În: H.T.M., R.F.G., 1960, 15, nr. 2.

[12] Smolnikov, E., A. În: MITOM, U.R.S.S., 1962, nr. 3, p. 49—56.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 9, 1987

Încălzirea exterioară a încărcăturii de aglomerare și reumezirea în strat, p. 9 — Utilizarea analizorilor de impulsuri cu raze X, p. 11 — Controlul stării garnisajului la furnale, p. 14 — Intensificarea elaborării în cuptoare Martin prin inversarea rațională a flăcării, p. 16 — Proprietățile metalurgice ale varului îmbogățit cu fier, p. 17 — Retopirea electrică sub zgură cu utilizarea fondanților uzați, p. 18 — Noua tehnologie de fabricație a oțelului 45FL, p. 19 — Optimizarea procedeelor de suflare a oțelului necalmat cu azot, în oală, p. 19 — Releu cu raze gamma (γ) utilizat în sistemul de epurare a gazelor arse rezultate de la convertizoare, p. 20 — Epurarea gazelor arse de la cuptoarele Martin la insuflarea oxigenului în baie, p. 21 — Eficiența economică a torcretării cu flacără a căptușelii cuptoarelor Martin și de elaborare a oțelului electric, p. 22 — Îmbunătățirea caracteristicilor de rezistență ale oțelului cu conținut scăzut de carbon St3sp, p. 24 — Intensificarea producției de țevi din oțel 48NH, p. 25 — Dispozitiv pentru contorizarea semifabricatelor în fluxul cajei degrosisoare la laminarea elicoidală, p. 26 — Sistem de reglare a mecanismului de acționare a ferăstraielor de tăiat la cald, p. 28 — Instalație pentru alezarea cilindrilor, p. 29 — Perfecționarea tehnologiei de încărcare prin sudură a cilindrilor de oțel la liniile de laminare la cald, p. 30 — Durificarea cilindrilor striați la laminorul de platbande, p. 31 — Organizarea în brigadă a reparațiilor capitale ale agregatelor metalurgice principale, p. 32 — Rolul prelucrării zgurei în cadrul protecției mediului înconjurător, p. 37.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 10, 1987

Creșterea rezistenței inelelor de susținere a convertizoarelor cu oxigen, prin perfecționarea construcției acestora, p. 8 — Creșterea eficienței desulfurării oțelului în oală prin utilizarea zgurelor regenerate, p. 9 — Reducerea consumului de lingotiere la turnarea oțelului în lingouri, p. 10 — Creșterea fiabilității și durabilității țevilor de extracție, p. 11 — Procedee asimetrice de laminare și laminoare care asigură îmbunătățirea calității tablelor și benzilor laminate la rece, p. 11 — Sisteme de control și de conducere a regimului de durificare termică a laminatului pe laminoarele de profile, p. 12 — Regimul optim de recoacere intermediară a benzii de oțel pentru măștile de umbrire, cu structură cu fantă, p. 13 — Fabricarea și utilizarea țevilor cu proprietăți de exploatare ridicate — o cale de reducere a consumului de metal în construcții, p. 14 — Scăderea consumului de metal la fabricarea țaglelor pentru țevile de rulmenți, p. 14 — Optimizarea tehnologiei de fabricație a țevilor sudate elicoidal cu ondulații elicoidale, p. 15 — Izolația anticorosivă a țevilor cu diametru mare, p. 16 — Direcțiile principale ale îmbunătățirii calității și proprietăților de funcționare ale țevilor sudate la frecvențe înalte, p. 17 — Fabricarea țevilor cu pereți foarte subțiri, p. 18 — Situația și perspectivele dezvoltării producției de oțel calibrat la cald, p. 18 — Influența minereului de Mihailovsk asupra calității aglomeratului de Magnitogorsk, p. 21 — Comportarea alcaliilor în cuva și creuzetul furnalului, p. 24 — Controlul continuu al vitezei de aglomerare a încărcăturii, p. 25 — Sudarea automată a flanșelor de la gurile de vînt ale furnalelor, p. 27 — Oțel pentru prăjini de foraj îngreunate și tije pătrate din grupa de rezistență K, p. 28 — Compararea rezultatelor suflării combinate și pe sus în convertizor prin metoda modelării matematice, p. 29 — Aprecierea obiectivă a cauzelor unei stripări îngreuiate a lingourilor, p. 30 — Asimilarea tehnologiei și utilajului din zona de curățire prin flamare a sleburilor din oțelăria LD nr. 1 a Combinatului metalurgic Novo-Lipețk, p. 31 — Perfecționarea tehnologiei de fabricație a laminatelor pentru tablă groasă, în scopul îmbunătățirii calității produselor finite, p. 32 — Economia de metal în producția de țevi, p. 35 — Formarea costului obiectelor de inventar la reconstrucție și reparații capitale, p. 36 — Programul special complex tehnico-științific pentru îmbunătățirea calității și dezvoltarea producției tipurilor economice de produse din metal, p. 37 — Protecția față de radiația termică în secțiile Martin, p. 40 — Sistem de evacuare și epurare a gazelor arse de la cuptoarele Martin, p. 41 — Cadre calificate pentru asimilarea tehnicii noi, p. 42 — Îmbunătățirea rezistenței sculelor și a utilajului de prelucrare magnetică, p. 46.

Ing. A. Mitrofan, ing. V. Decean
Intreprinderea metalurgică Alba Iulia
dr. ing. I. Ripoşan
Institutul politehnic Bucureşti

Realizări în fabricaţia pieselor mari din fontă cenuşie austenitică nemagnetică

CZ: 669.162.275.144

Lucrările au abordat problema producerii unor piese mari de tipul batiurilor, cu caracteristici antimagnetice, destinate maşinilor de echilibrare şi supraturare a rotoarelor de la turbinele centralelor electrice.

Acestor piese le sînt impuse caracteristici fizico-mecanice deosebite în limite relativ restrînse dintre care: $Rm = 140-220$ N/mm^2; $R_c = 700-840$ N/mm^2; $E = 7 \cdot 10^4 - 9 \cdot 10^4$ N/mm^2; $HB = 120-150$ coeficient de dilatare termică $17{,}7 \cdot 10^{-3}$/°C; coeficient de conductibilitate termică 0,09 — 0,1 kcal/cm·g; rezistivitate electrică specifică 1,2 Ωmm^2/m, permeabilitate magnetică 1.01 (la H = 100 0e).

Fontele destinate unor astfel de piese se încadrează în marca Fal Ni Mn 13-7 STAS 10066-75, corespunzător mărcii GGL-NiMn 13-7 DIN 1694.

Elaborarea şi turnarea unor astfel de fonte pun o serie de probleme, deosebit de dificile, dintre care:

— realizarea compoziţiei chimice corespunzătoare obţinerii unei mase metalice de bază austenitice, influenţa hotărîtoare în acest sens fiind dată de conţinutul de Ni;

— preîntîmpinarea apariţiei în structură a carburilor de mangan, care sînt magnetice, favorizate de conţinutul ridicat de Mn (6—7%) al acestor fonte. Fenomenul este mai accentuat la piesele cu grosimi mari de perete unde datorită vitezei mici de răcire apare o segregaţie puternică; cristalele sărăcesc în Ni şi se îmbogăţesc în Mn;

— finisarea separărilor de grafit, în vederea asigurării unor caracteristici fizico-mecanice ridicate;

— obţinerea caracteristicilor electromagnetice impuse, antimagnetismul presupunînd în primul rînd realizarea unei structuri (100%) austenitice.

Probleme dificile a ridicat şi realizarea tehnologiei de formare-turnare a piesei, mai ales dacă se au în vedere configuraţia şi mărimea acesteia:

— dimensiuni de gabarit de cca 6000×1000×800 mm şi o configuraţie în secţiune care o face susceptibilă la deformări;

— diferenţe relativ mari de secţiune — de la grosimi de 40 mm ale pereţilor la secţiuni de cca 150×200 mm în zona canalelor în formă de T; existenţa acestor noduri creează pericolul de apariţie a retasurilor şi a microretasurilor şi favorizează apariţia carburilor de mangan, magnetice;

— contracţia la solidificare şi în stare solidă a acestei fonte variază în limite foarte largi,

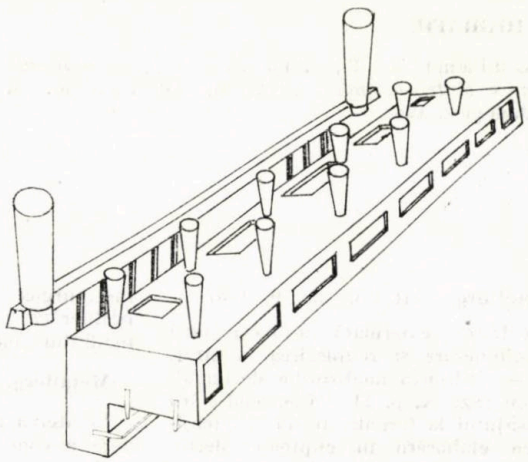


Fig. 1. Tehnologia de turnare a unor batiuri din fontă cenuşie austenitică, nemagnetică

ceea ce poate duce la abateri dimensionale ale pieselor turnate (în special la piesele mari) şi la viteze reduse de solidificare (favorizată şi de amestecul autoîntăritor cu răşini furanice care este folosit la I.M. Alba Iulia).

Avînd în vedere cele arătate mai sus, s-a proiectat o tehnologie de formare-turnare (fig. 1) care să preîntîmpine toate aceste defecte posibile şi ale cărei principale elemente sînt: elaborarea fontei lichide în paralel în două cuptoare cu inducţie cu creuzet, cu căptuşeală acidă de 12,5 t la frecvenţa reţelei; în tabelul 1 este redată compoziţia chimică impusă şi cea efectiv realizată; se remarcă conţinuturile scăzute în C şi ridicate de Si (spre limita superioară).

Carbonul echivalent, dat în cazul acestor fonte de relaţia CE = % C + 0,33 (% Si) + 0,047 (% Ni) — 0,0055(% NI. % Si), a fost cuprins între 3,90 şi 4,10%.

Pentru elaborare s-au folosit ca materii prime fier vechi, fontă veche (spărturi de lingotiere), feroaliaje (FeSi 1, FeMn 5, Ni 99,9), cocs petrol concasat la maximum 20 mm, încărcătura cuptorului constînd în %: 50—60 fier vechi, 20—30 fontă veche, 12,5—13,5 Ni, 8—9 FeMn şi 1—2 FeSi.

* La realizarea acestor piese au mai participat: sing. Iolanda Tanislav, ing. N. Roşu, ing. A. Sandu, ing. G. Bujor — Intreprinderea metalurgică, Alba Iulia.

Tabelul 1

Compoziția chimică a fontelor cenușii austenitice obținute

Tipul compoziției	Numărul piesei	Compoziția chimică, %				
		C	Si	Mn	Ni	Carbon echivalent, CE
Impusă		max. 3,0	1,5— 3,0	6,0— 7,0	12— 14	3,90— 4,10
Realizată	4	2,72	2,48	6,44	12,10	3,94
	5	2,76	2,54	6,49	13,65	4,09
	6	2,72	2,36	6,00	13,10	3,95
	7	2,76	2,82	6,29	12,35	4,08
	8	2,92	2,89	7,08	11,22	4,2
	9	2,84	2,54	6,49	12,62	4,09
	10	2,76	2,59	5,86	13,17	4,04

Fonta a fost supusă unui proces de supraîncălzire în cuptor la o temperatură cuprinsă între 1 490 și 1 500°C timp de 15—20 minute, după care s-a răcit înainte de evacuare din cuptor la 1 440—1 450°C.

Au fost adoptate mai multe soluții pentru asigurarea unei solidificări dirijate a piesei.

— Pentru evitarea nodurilor termice din zona canalelor în formă de T acestea au fost realizate din turnare (cu adaos de prelucrare); folosirea miezurilor din nisip de zirconiu în canale a favorizat răcirea accelerată a piesei în aceste zone.

— Amplasarea rețelei de turnare s-a făcut astfel încît să se evite pe cît posibil supraîncălzirea nodurilor termice; alimentatorii au fost distribuiți uniform pe toată lungimea piesei; a fost adoptat un număr mare de alimentatori (16) pentru a reduce secțiunea acestora (⌀ 30 mm, realizați în tuburi ceramice); turnarea s-a făcut concomitent din două bazine de turnare de 10 t, prin două picioare de turnare de ⌀ 100 mm printr-un colector de zgură comun.

Relația dintre componentele rețelei de alimentare a fost :$A_{pt} : A_{ca} : A_{al} = 79,74 : 68,35 : 114,02$ cm^2.

Dimensionarea rețelei de turnare a avut în vedere realizarea unei viteze mari de turnare, utilizîndu-se o relație recomandată de literatura de specialitate :

$$t_t(\max) = 0,57 \sqrt{M}, \text{ s}$$

în care M este masa piesei, kg.

Pe piesă au fost amplasate zece maselote (⌀ 80 mm) și 25 răsuflătoare (⌀ 20 mm).

Temperatura fontei la turnare a fost de 1 370 — 1 400°C. La realizarea modelului, coeficientul de contracție care a dat cele mai bune rezultate a fost 1,5%.

Utilizarea unor forme cu rigiditate ridicată (din amestec pe bază de rășini furanice) precum și a soluțiilor adoptate pentru alimentare și maselotare a permis realizarea unor piese cu un grad ridicat de compactitate, fonta avînd o sensibilitate ridicată la formarea defectelor de contracție în centrul termic, remediate însă prin sudare.

Tabelul 2

Caracteristicile mecanice ale fontelor cenușii austenitice obținute

Caracteristica	Numărul piesei	Rezistența la tracțiune, Rm, N/mm^2	Limită de curgere, $R_{p0,2}$, N/mm^2	Raport, $R_{p0,2}$/Rm	Duritate, *HB*	Raport, Rm/*HB*
Valori impuse		min. 140	—	—	120— 150	—
Valori realizate	4	253,4	191,2	0,754	131	1,93
	5	188,0	133,8	0,712	145	1,31
	6	207,3	156,21	0,754	131	1,58
	7	188,0	137,0	0,729	131	1,46
	8	197,6	153,0	0,774	143	1,38
	9	154,9	143,4	0,925	135	1,15
	10	204,0	178,5	0,875	143	1,43

Caracteristicile structurale și fizico-mecanice ale fontelor au fost determinate pe probe atașate la piese cu dimensiunile ⌀ 30×700 mm.

În vederea obținerii grafitului lamelar modificat și a preîntîmpinării formării carburilor, fontele au fost supuse unui proces de modificare grafitizantă. Această modificare s-a realizat direct în bazinele de turnare, cu ajutorul a 0,3% pastile modificatoare produse de ICSITPSCM: Si = 72%; Ca = 0,5%; Al = 5%; Ba = 0,5%; Zr = 0,2%.

Structura fontelor turnate în piese se caracterizează printr-o masă metalică austenitică, fără carburi și separări de grafit de dimensiuni reduse (fig. 2).

În tabelul 2 sînt prezentate caracteristicile mecanice obținute; se remarcă valorile ridi-

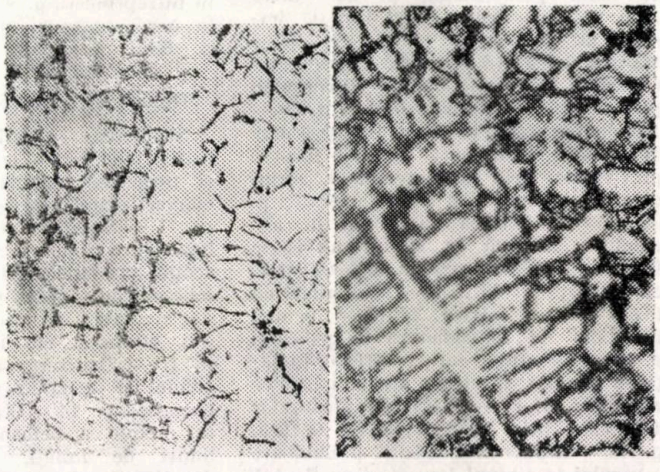


Fig. 2. Structura fontei cenușii austenitice, nemagnetice, cu 2,72% C, 2,48% Si, 6,44% Mn, 12,10% Ni, 0,10% Cr: *a* — neatacat: 100:1; *b* — atac nital: 100:1

cate ale rezistenței la tracțiune, situate în cea de a doua jumătate a intervalului de încadrare pentru aceste fonte care sînt caracterizate prin valori la cote ridicate ale limitei de curgere,

Tabelul 3

Caracteristicile fizice ale fontelor cenușii austenitice obținute

Caracteristica	Numărul piesei	Rezistivitatea electrică specifică, Ω mm²/m	Permeabilitatea (la $H = 100$ Oe)
Valori impuse		1,2	max. 1,01
Valori realizate	4	1,14	1,01
	5	1,27	1,01
	6	1,11	1,01
	7	1,33	0,998
	8	1,13	1,01
	9	1,19	1,01
	10	1,04	0,998

valori care în general le depășesc chiar și pe cele impuse pentru rezistența la tracțiune.

Raportul ridicat dintre limita de curgere și rezistența la tracțiune constituie o altă caracteristică importantă a fontelor obținute.

La valori ale durității care se încadrează în limitele impuse, se obține un raport supraunitar între rezistență și duritate, aceste fonte fiind caracterizate și printr-o bună tenacitate. Caracteristicile electrice și magnetice ale fontelor cenușii (tab. 3) corespund condițiilor impuse acestora.

Rezultă deci că elaborarea acestor fonte în condițiile controlului regimului termic și prin aplicarea unei supraîncălziri controlate asigură îndepărtarea din fonta lichidă a germenilor grosolani de cristalizare(grafitizare). Aplicarea unei modificări eficiente, lucru realizabil prin modificarea în formă, duce la o grafitizare intensă, obținîndu-se separări de grafit cu capacitate scăzută de concetrare a tensiunilor și evitarea apariției carburilor. În aceste condiții se pot obține caracteristici fizico-mecanice la valori ridicate și în cazul unor piese mari la care viteza de răcire este scăzută. Utilizarea unor forme rigide și asigurarea unei solidificări dirijate duc la obținerea unor piese cu compactitate ridicată și cu sensibilitate mărită la formarea microretasurilor.

REVISTA REVISTELOR

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 7, 1987

Materiale refractare de perspectivă pentru electrometalurgia sub vid, p. 4 — Rolul structurii și capacitățile de absorbție a energiei în creșterea rezistenței la fisurare a ceramicii refractare, p. 8 — Influența pirofilitului asupra proprietăților cărămizii dinas, p. 13 — Posibilități de utilizare a materialelor fibroase mulitosilicioase la izolația termică a cuptoarelor electrice sub vid, p. 18 — Transformările fazice în oxidul de indiu policristalin, p. 22 — Sfere cave din corindon pentru izolația termică la temperaturi înalte, p. 27 — Mărirea densității aparente a produselor refractare topite din badeleit și corindon pentru fabricarea sticlei optice, p. 30 — Asimilarea producției de pietre de ardere din mulit și corindon și corindon turnate prin vibrație pentru cuptoarele de aprindere de la mașinile de aglomerare, p. 34 — Perfecționarea sistemului de alimentare cu apă în circuit închis la fabricarea plăcilor pentru închizătoarele cu sertar, p. 37 — Electrocalorifer cu încălzitoare electrice tubulare pentru instalația de împachetare în peliculă, p. 39 — Cercetarea caracteristicilor radiațiilor termice spectrale ale materialelor refractare, p. 41 — Fabricarea produselor refractare prin torcretarea cu flacără, p. 43 — Influența încălzirii preliminare a varului în timpul torcretării cu flacără asupra bilanțului termic al elaborării în convertizor și consumul specific de fontă lichidă, p. 45 — Pahare nearse din periclaz și periclazografitice, pahare colectoare și căptușeli pentru turnarea oțelului, p. 47 — Încercări la refractarele din oxid de crom în instalațiile de obținere a fibrei de sticlă, p. 50 — Estimarea eficienței de utilizare a materialelor compozite din fibre de ceramică la căptușirea cuptoarelor industriale, p. 54 — Reînregistrarea sistemului complex de conducere a calității producției în întreprinderi, p. 56 — Mortar rezistent la coroziunea din alumină și zirconiu, p. 58.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 8, 1987

Studierea experienței funcționării întreprinderilor la asimilarea producției și utilizarea materialelor refractare la convertizoarele cu suflare combinată, p. 1 — Materiale termoizolatoare pe bază de corindon sferic, p. 3 — Defectoscopia produselor refractare cu ajutorul metodei cu radiații, p. 6 — Proprietățile de structură și mecanice ale maselor din corindon cu umplutură poroasă, p. 10 — Structura poroasă a corpurilor solide și reacțiile precipitărilor fazei gazoase, p. 14 — Cercetarea rezistenței la metale a betoanelor refractare cu lianți de fosfați, p. 17 — Creșterea densității refractarelor topite electric prin acțiunea electromagnetică în procesul de scurgere și cristalizare, p. 18 — Obținerea ceramicii nearse de cuarț prin metoda impregnării în etil-silicați, p. 20 — Metoda măsurării ponderii masice a substanțelor degresante în încărcătură prin metoda spălării, p. 22 — Caolin secundar de zăcămînt Oboznovsk, p. 23 — Plăci nearse din periclaz pentru închizătoarele cu sertar ale oalelor pentru turnarea oțelului, p. 27 — Metodă sonoră acustică nedistructivă de control pentru întocmirea fișelor tehnice ale produselor refractare finite, p. 31 — Experiența utilizării dispozitivului unificat de comandă program UTM-663 în industria refractarelor, p. 34 — Instalație de laborator pentru presarea prin vibrații a pulberilor ceramice, p. 36 — Reducerea consumului de combustibil la arderea materiei prime refractare în cuptoare rotative, p. 43 — Influența fierului și a compușilor acestuia asupra căptușelilor refractare, p. 45 — Standardul C.A.E.R. la produsele forsteritice și forsteritocromitice, p. 55 — Elaborarea indicațiilor metodice de ramură la stabilirea normativelor consumului de combustibil la fabricarea produselor refractare, p. 58 — Îmbunătățirea refractarelor cu conținut de carbon la căptușirea convertizoarelor cu oxigen, în Japonia, p. 59.

Dr. ing. C. Bratu, prof. dr. ing. L. Sofroni
și ing. Fl. Ștefănescu
Institutul politehnic București

Influența factorilor tehnologici asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald, la piesele turnate din oțel

C.Z : 621.747

În literatura de specialitate [1]—[8] se acordă o atenție deosebită formării crăpăturilor la cald, la piesele turnate din oțel. În lucrările [9]—[14] se analizează mecanismul de formare a crăpăturilor la cald, metodele de apreciere a probabilității apariției lor în piesele turnate precum și metodele de determinare a rezistenței aliajelor de turnătorie față de formarea crăpăturilor la cald și, mai ales, metodele pentru determinarea rezistenței și contracției în timpul solidificării.

Cauza principală a apariției crăpăturilor la cald o constituie frînarea contracției liniare libere și valoarea scăzută a proprietăților mecanice ale oțelului la temperaturi corespunzătoare intervalului de solidificare.

Principalele caracteristici ale crăpăturilor la cald sînt : se produc numai în timpul procesului de solidificare a piesei ; au o ruptură intercristalină ; sînt puternic oxidate și colorate în negru, ceea ce indică formarea lor la temperaturi ridicate ; sînt largi, de lungime mică, șerpuită, au vîrful rotunjit, fără tendință de a se propaga în continuare.

Asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald influențează următorii factori tehnologici : natura oțelului, natura formei, condițiile de turnare și geometria piesei turnate.

Influența naturii oțelului se exprimă prin compoziția chimică (C, Mn, Si, S, P) și gradul de aliere, prin proprietățile mecanice ale oțelului la temperaturi ridicate și prin proprietățile termofizice (λ, c, ρ).

Influența carbonului asupra temperaturii și a tendinței de formare a crăpăturilor la cald este prezentată în figura 1.

Din această figură rezultă că oțelul cu 0,2% C prezintă cea mai mare rezistență la formarea crăpăturilor la cald. Aceasta se datorează intervalului îngust de solidificare și faptului că reacția peritectică ($\delta + L \rightarrow \gamma$) se desfășoară în prezența unei cantități suficiente de fază lichidă. Structura primară care se formează este mai omogenă și suferă un proces de consolidare la temperaturi ridicate, fiind capabilă să preia mai bine tensiunile care apar.

La scăderea conținutului de carbon de la 0,2 la 0,06%, tendința de formare a crăpăturilor la cald crește, deoarece intervalul de solidificare și domeniul bifazic — unde se dezvoltă crăpăturile la cald — cresc. În afară de aceasta, oțelurile cu 0,06—0,2% C au cea mai mare contracție în stare solidă (contracție anteperlitică mare).

Mărirea tendinței de formare a crăpăturilor la cald în oțelurile cu 0,2—0,5% C se datorează

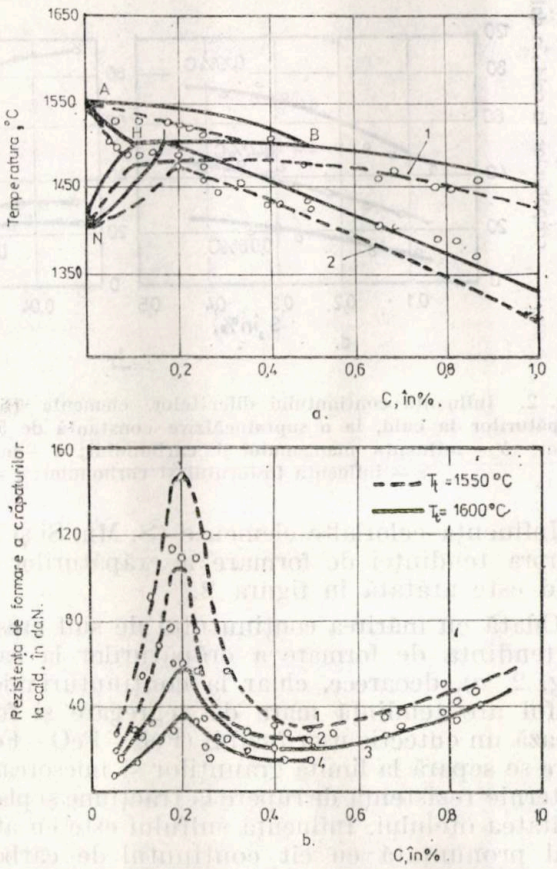


Fig. 1. Influența carbonului asupra temperaturii (a) și tendinței de formare a crăpăturilor la cald (b) în cazul oțelurilor nealiate: *a)* 1 — temperatura lichidus în condiții de neechilibru; 2 — temperatura de formare a crăpăturilor la cald; *b)* 1 și 3 — 0,8% Mn; 2 și 4 — 0,4% Mn

creșterii intervalului de solidificare. De asemenea, reacția peritectică pe linia JB ($\delta + L \rightarrow \rightarrow \gamma + L$) favorizează formarea crăpăturilor la cald, deoarece transformarea fazică $\delta \rightarrow \gamma$ se produce cu o scădere puternică a volumului și are loc în prezența unei cantități de fază lichidă distribuită între cristalele de austenită primară.

La conținuturi mai mari de 0,5% C, cu toate că se mărește intervalul bifazic, prezența fazei lichide, în cantitate suficientă, duce la micșorarea tendinței de formare a crăpăturilor la cald.

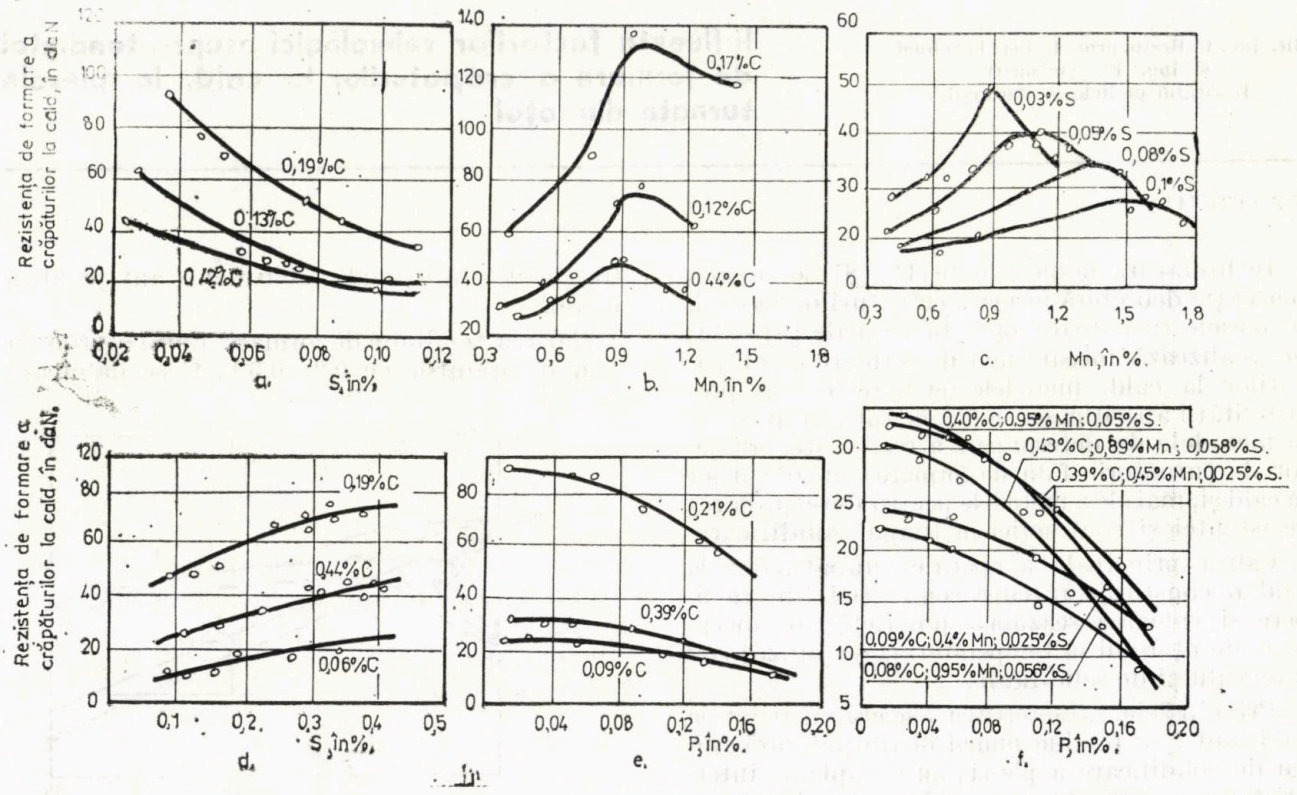


Fig. 2. Influența conținutului diferitelor elemente (S, Mn, Si, P) din oțelurile carbon asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald, la o supraîncălzire constantă de 50°C peste temperatura lichidus; *a* — influența sulfului și carbonului; *b* — influența manganului și carbonului; *c* — influența manganului și sulfului; *d* — influența siliciului și carbonului; *e* — influența fosforului și carbonului; *f* — influența fosforului pentru diferite oțeluri carbon

Influența celorlalte elemente (S, Mn, Si și P) asupra tendinței de formare a crăpăturilor la cald este arătată în figura 2.

Odată cu mărirea conținutului de sulf crește și tendința de formare a crăpăturilor la cald (fig. 2, *a*), deoarece, chiar la conținuturi mici, sulful are tendință mare de segregare și formează un eutectic ușor fuzibil (FeS—FeO—Fe), care se separă la limita grăunților și micșorează puternic rezistența de rupere la tracțiune și plasticitatea oțelului. Influența sulfului este cu atît mai pronunțată cu cît conținutul de carbon este mai mare (fig. 2, *a*) și cu cît conținutul de mangan este mai scăzut (fig. 2, *b*).

Odată cu creșterea conținutului de mangan crește și rezistența la formare a crăpăturilor la cald, creșterea fiind mai pronunțată la conținuturi de carbon mai mici (fig. 2, *b*).

În figura 2, *c* se arată influența concomitentă a manganului și a sulfului asupra rezistenței la formarea crăpăturilor la cald.

Odată cu mărirea conținutului de mangan, crește și rezistența la formare a crăpăturilor la cald, atingînd un maxim la 0,9% Mn, după care începe să scadă, scăderea fiind cu atît mai pronunțată cu cît conținutul de sulf este mai mare. Sulful deplasează punctul de maxim spre dreapta. Pentru contractarea acțiunii active a sulfului este necesar de 1,7 ori mai mult mangan decît sulf.

Conținutul optim de Mn, în funcție de S și C, pentru a nu se forma crăpături la cald, se poate determina cu următoarea relație empirică :

$$Mn = 0{,}5 + 12S + \frac{0{,}0086}{C}$$

Siliciul mărește rezistența la formarea crăpăturilor la cald (fig. 2, *d*), iar fosforul micșorează rezistența (fig. 2,*e*).

Influența fosforului asupra rezistenței la formarea crăpăturilor la cald, pentru diferite mărci de oțeluri carbon, este prezentată în figura 2,*f*.

Elementele de aliere măresc contracția în intervalul de temperaturi în care se formează crăpăturile la cald și micșorează rezistența crustei solidificate, întrucît favorizează apariția unei structuri grosolane la cristalizarea primară. În afară de aceasta, elementele de aliere micșorează conductivitatea termică, reducînd, astfel, viteza de formare a crustei solidificate. De asemenea, elementele de aliere măresc viscozitatea oțelului și mic-

şorează, datorită acestui fapt, capacitatea de autoalimentare cu fază lichidă a crăpăturilor în curs de formare.

Din motivele arătate mai sus, comparativ cu oţelurile nealiate, tendinţa de apariţie a crăpăturilor la cald la oţelurile aliate (în aceleaşi condiţii de turnare) este mai mare. De exemplu :

$$OT < TCu < TCrMoV < TCrNi$$

Excepţie fac oţelurile slab aliate cu siliciu (oţeluri grafiate), care, imediat după solidificare, prezintă o dilatare iniţială datorată de începutul procesului de grafitizare.

Tendinţa mărită de crăpare a pieselor turnate din oţeluri aliate cu Cr şi Ni se datorează apariţiei frecvente a rupturii intercristaline cu aspect şistos, care influenţează negativ rezistenţa. Ruptura şistoasă este determinată de separarea reţelei intergranulare de faze (în special nituri de aluminiu) care are loc în intervalul 1200—1100°C. În absenţa adaosurilor de aluminiu acest defect nu se constată, nici chiar la valori ridicate ale conţinutului de azot.

Alierea oţelurilor TCrNi cu 0,07%Ti, 0,1%Zr, 0,005%B şi pînă la 0,6%Mo micşorează tendinţa de apariţie a rupturii intercristaline.

La oţelurile înalt aliate cu mangan, crăpăturile la cald constituie defectul cel mai frecvent al pieselor turnate (peste 20 % din rebuturi). Tendinţa mare de formare a crăpăturilor la cald se datorează transcristalizării accentuate, separării oxidului de mangan (MnO) la marginea grăunţilor de austenită şi contradicţiei mari în stare solidă ($\varepsilon_s = 2{,}6 - 2{,}8\%$). La oţelurile înalt aliate cu mangan un rol negativ îl are şi fosforul.

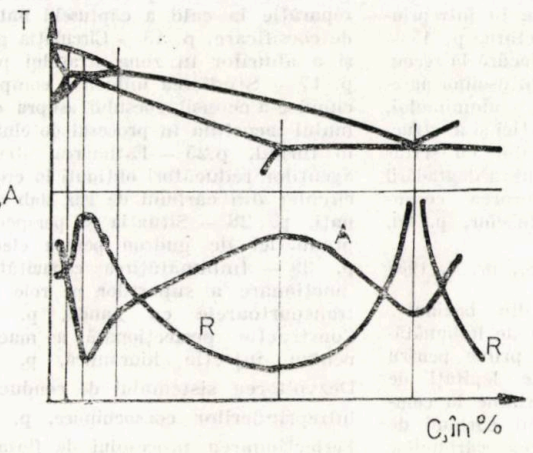


Fig. 3. Variaţia proprietăţilor mecanice (R, A) ale aliajelor Fe—C în apropierea temperaturii solidus

Oţelurile înalt aliate cu crom au, de asemenea, o tendinţă accentuată de formare a crăpăturilor la cald. Deşi cromul micşorează contracţia în stare solidă ($\varepsilon_s = 2{,}2 - 2{,}6\%$) şi, în special, contradicţia anteperlitică, el micşorează însă puternic conductivitatea termică şi favorizează apariţia unei structuri grosolane la cristalizarea primară.

Un alt factor legat de natura oţelului îl reprezintă proprietăţile mecanice ale oţelurilor la temperaturi ridicate (fig.3). Rezultă că oţelurile cu 0,2% C au cea mai mare rezistenţă la rupere la temperaturi ridicate şi, deci, tendinţa cea mai mică de a forma crăpături la cald.

În apropierea temperaturii solidus, modulul de elasticitate scade cu 10 — 15% din valoarea iniţială, rezistenţa la tracţiune are valori foarte scăzute (sub 1 daN/mm^2), iar limita de curgere practic, este nulă.

Proprietăţile termofizice ale oţelului (λ, c, ρ) influenţează crăpăturile la cald, în sensul că la valori scăzute ale acestor proprietăţi cresc tensiunile interne şi se măreşte tendinţa de a forma crăpături la cald.

Influenţa naturii formei

Compresibilitatea formelor şi miezurilor influenţează direct procesul de apariţie a crăpăturilor la cald. Forma trebuie să fie compresibilă numai atunci cînd piesa prezintă proeminenţe care frînează contradicţia, în schimb miezurile trebuie să fie întotdeauna compresibile.

Mărirea compresibilităţii formei poate fi asigurată, în primul rînd, prin alegerea materialului de formare. Rezistenţa la compresiuni a amestecului de formare cu argilă se măreşte odată cu creşterea temperaturii pînă la 900 — — 1100°C, după care scade brusc.

În cazul turnării pieselor cu pereţi groşi se asigură o temperatură ridicată pe o adîncime mare şi, deci, compresibilitatea formei este asigurată.

În cazul turnării pieselor cu pereţi subţiri, care nu pot încălzi amestecul la temperaturi ridicate pe adîncimi mari, compresibilitatea formelor trebuie asigurată pe alte căi, cum ar fi :

— realizarea unor zone din cocs sau nisip uscat între părţile proeminente ale piesei;

— dezbaterea ramei superioare imediat după solidificarea aliajului turnat.

Compresibilitatea miezurilor se asigură prin executarea lor cu goluri interioare sau prin introducerea făinii de lemn în amestec.

Influenţa condiţiilor de turnare

Cu cît temperatura de turnare şi viteza de turnare sînt mai mari, cu atît se intensifică procesul de formare a crăpăturilor la cald. Ele apar, în special, în zona alimentatoarelor, unde oţelul este mai cald, iar materialul formei se supraîncălzeşte şi are un efect de răcire mai mic.

De asemenea, maselotele şi elementele reţelei de turnare pot determina frînarea procesului de contracţie şi deci apariţia de crăpături la cald.

Influenţa geometriei piesei turnate

Geometria piesei turnate — caracterizată prin grosimile de perete, unghiurile de racordare şi prezenţa părţilor proeminente — are o influenţă puternică asupra formării crăpăturilor la cald.

Grosimea de perete a piesei trebuie să fie cît mai uniformă pentru a avea tensiuni mici şi, deci, tendinţă mică de a forma crăpături.

Crăpăturile la cald apar în zonele de schimbare a secţiunii şi de îmbinare a pereţilor. Cu cît este mai mic unghiul de racordare dintre pereţi cu atît tendinţa de a forma crăpături la cald este mai mare.

Preîntîmpinarea apariţiei crăpăturilor la cald, în cazul îmbinărilor de pereţi, se poate realiza prin creşterea razei de curbură, prin prevederea unor nervuri sau prin amplasarea unor răcitori.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Brabie, V. şi Bratu, C.: *Bazele teoretice ale turnării*. Bucureşti, E.D.P., 1980.

[2] Nehendzi, I., A.: *Turnarea oţelului* (traducere din limba rusă). Bucureşti, Ed. tehnică, 1952.

[3] Rijikov, A., A.: *Bazele teoretice ale turnării*. Bucureşti, Ed. tehnică, 1957.

[4] Balandin, G., F.: *Bazele teoretice de obţinere a pieselor turnate*. Moscova, Maşinostroenie, 1976.

[5] Efimov, V., A.: *Turnarea şi cristalizarea oţelurilor* (traducere din limba rusă). Bucureşti, Ed. tehnică, 1980.

[6] Vasilevskii, P., F.: *Tehnologia turnării pieselor din oţel*. Moscova, Maşinostroenie, 1974.

[7] Konstantinov, L., S. şi Truhov, A., P.: *Tensiuni, deformaţii şi crăpături în piesele turnate*. Moscova, Maşinostroenie, 1981.

[8] Trubiţin, N., A.: *Influenţa compoziţiei chimice a oţelurilor asupra formării crăpăturilor la cald în piesele turnate*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 6, 1958, p. 22—26.

[9] Lias, A., M.: *Influenţa factorilor tehnologici asupra formării crăpăturilor la cald în piesele turnate*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 3, 1958, p. 20—24 şi nr. 4, 1958, p. 19—23.

[10] Krescianovski, N., S. şi Demion, N., P.: *Metode de mărire a rezistenţei oţelului pentru prevenirea crăpăturilor la cald*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 7, 1958, p. 17—22.

[11] Trubiţin, N., A.: *Influenţa dezoxidării şi a condiţiilor de solidificare a oţelului asupra formării crăpăturilor la cald în piesele turnate*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 2, 1961, p. 17—19.

[12] Demin, M., P. şi Krescianovski, N., S.: *Cîteva probleme privind metodele de determinare a rezistenţei la fisurare a oţelului*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 4, 1961, p. 17—19.

[13] Gruznih, I., V. şi Nehendzi, I., A.: *Probă tehnologică pentru crăpături la cald în piesele turnate din oţel*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 6, 1961, p. 7—9.

[14] Moldavski, O., D.: *Influenţa incluziunilor nemetalice asupra rezistenţei la fisurare a oţelului fosforos*. În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 9, 1961, p. 12—13.

REVISTA REVISTELOR

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 9, 1987

Materiale refractare pentru cuptoarele de cocsificare, p. 3 — Influenţa tip alumină şi a adaosurilor asupra proprietăţilor refractarelor termoizolatoare din corindon, p. 8 — Proprietăţile reologice şi tehnologice ale suspensiilor de zirconiu, stabilizate prin cantitatea diferită de oxid de calciu, p. 11 — Suspensii liante ceramice cu concentraţie mare şi influenţa factorului de concentraţie, p. 18 — Pulberi periclazice aliate cu carbon, p. 24 — Transformări fazice în refractarele periclazo-carbonice în cadrul interacţiunilor de oxidare şi reducere a componentelor, p. 26 — Folosirea metodei de absorbţie atomică la determinarea metalelor neferoase în refractare după funcţionare în cuptoarele utilizate în metalurgia neferoaselor, p. 30 — Magnezit din zăcămîntul de Nikolsk, p. 33 — Cărămizi nearse din cuarţ şi zirconiu pentru căptuşirea oalelor de turnare a oţelului, p. 37 — Influenţa comprimării masei asupra cărămizilor de şamotă, p. 42 — Mecanizarea lucrărilor manuale în întreprinderile industriei de refractare, p. 45 — Utilizarea torcretării cu flacără la recondiţionarea şi protejarea căptuşelilor agregatelor din industria aluminiului, p. 52 — Influenţa compoziţiei şi a structurii la exploatarea plăcilor cu sertar cu conţinut de alumină asupra degradării acestora, p. 55 — Micşorarea consumului de metal al produselor, p. 60.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 7, 1987

Utilizarea cărbunilor din bazinul Ulughemsk ca posibilitate de îmbunătăţire a bazei de materii prime pentru cocsificare, p. 4 — Unele legităţi de formare a turtelor de cărbune la compactarea încărcăturilor din cărbuni de Donetk, p. 7 — Pregătirea cărbunilor din India în vederea cocsificării prin procedeul mărunţirii selective cu separare pneumatică, p. 11 — Torcretarea cu flacără — un procedeu eficient de reparaţie la cald a căptuşelii bateriilor de cocsificare, p. 13 — Circulaţia gazelor şi a aburilor în zona stratului plastic, p. 17 — Studierea influenţei compoziţiei chimice a cenuşii cocsului asupra consumului acestuia în procesul de elaborare în furnal, p.25 — Estimarea structurii agenţilor reducători obţinuţi în cuptorul circular din cărbuni de gaz slab aglutinaţi, p. 28 — Situaţia şi perspectivele producţiei de gudron pentru electrozi, p. 39 — Îmbunătăţirea capacităţii de funcţionare a suporţilor pe role de la transportoarele cu bandă, p. 44 — Construcţie perfecţionată a macaralei pentru injecţia hidraulică, p. 45 — Dezvoltarea sistemului de conducere a întreprinderilor cocsochimice, p. 46 — Perfecţionarea procesului de flotaţie a şlamurilor cu granulaţie fină la fabricile de îmbogăţire a cărbunilor, p. 49.

Dr. ing. I. Negrea I. I. Carbochim
și ing. Cristina Roșca, I.M.M.R.
„16 Februarie" Cluj-Napoca

Bazele teoretice ale procesului de rectificare cu corpuri abrazive
Modelul static al corpurilor abrazive

CZ: 621.921

Toate sculele aşchietoare, cu excepţia corpurilor abrazive, sînt caracterizate prin geometria tăişului [1] — [7], corpurile abrazive constituind singura sculă aşchietoare caracterizată numai prin construcţia ei specială [8] — [10]. Aceasta este formată dintr-o anumită cantitate de „cuţite de tăiere", respectiv granule abrazive V_a (procente în volum), legate între ele cu ajutorul unei anumite cantităţi de liant V_l, sub formă de punţi care închid între ele o anumită cantitate de pori V_p. Apare evidentă relaţia:

$$V_a + V_l + V_p = 100$$

Granulele abrazive din corpul abraziv sînt caracterizate şi prin dimensiunea lor [8]. Cantitatea de liant din corpul abraziv este exprimată prin duritate (notată cu litere de la E la Z), iar cantitatea de pori este exprimată prin numărul de structură (notat de la 0 la 12) [9]— [10]. Aceste caracteristici, reglementate prin standarde, dau indicaţii referitoare mai mult la reţeta teoretică de compunere a corpului abraziv decît la comportarea lui în exploatare şi nu dau indicaţii referitoare la geometria şi numărul de elemente tăietoare situate pe suprafaţa corpului abraziv etc.

Totalitatea reţetelor teoretice posibile ale corpurilor abrazive sînt redate în figura 1. Aceste reţete se bazează pe faptul că valoarea lui V_a se micşorează de la 62% (structura teoretică cea mai densă), pînă la 38% (structura teoretică cea mai afînată).

La corpurile abrazive cu acelaşi grad de duritate, valoarea lui V_l este egală la toate numerele de structură, iar fiecare număr de structură crescător prezintă o valoare V_a cu 2% mai mică, valoarea lui V_p fiind cu 2% mai mare.

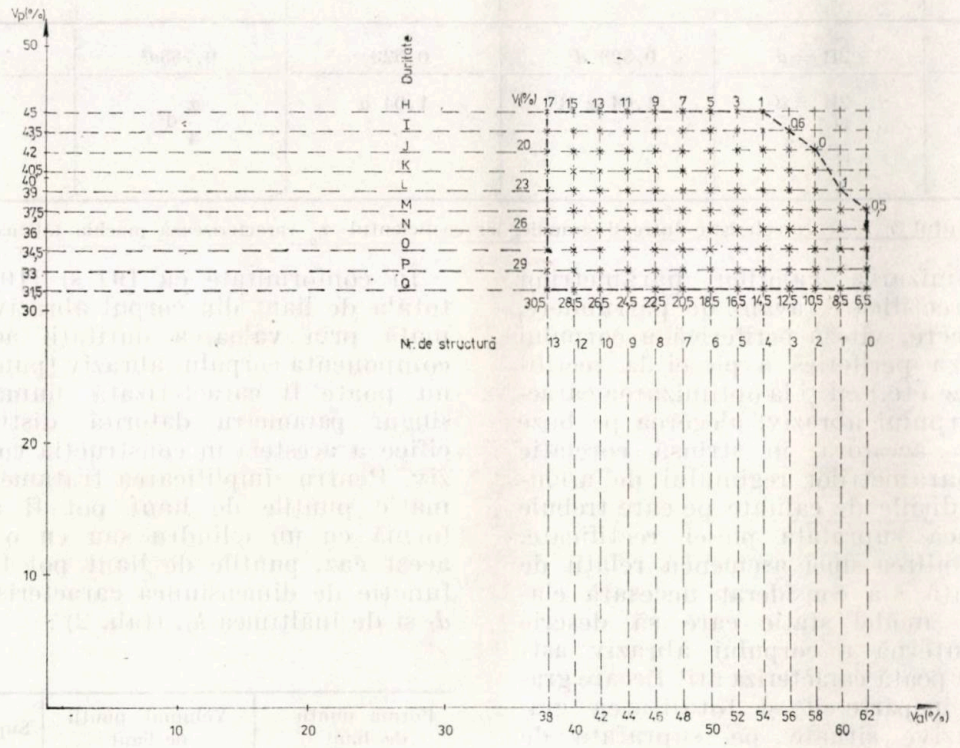


Fig. 1. Reţete teoretice de compunere a corpurilor abrazive

Astfel, structura nu conferă corpului abraziv numai o anumită construcţie geometrică, dar şi anumite proprietăţi mecanice: va delimita gradele de duritate care se pot obţine. Dintr-o anumită duritate nu se va putea obţine orice număr de structură.

Caracteristicile standardizate ale corpurilor abrazive dau mai mult indicaţii cu privire la reproductibilitatea sculei în cazul în care aceasta este fabricată din materii prime

identice și în condiții tehnologice absolut constante. Dar în procesul de rectificare iau parte nu granulele abrazive ci muchiile și vîrfurile tăietoare ale acestora. Deci, pentru procesul de rectificare prezintă o importanță mai mare caracteristicile reliefului suprafeței de lucru a corpului abraziv și mai puțin caracteristicile sale standardizate. Ca atare, pentru caracterizarea comportării în exploatare a corpului abraziv trebuie să se determine o relație între caracteristicile geometrice ale suprafeței aschietoare (care nu sînt standardizate) și caracteristicile reglementate prin standarde ale corpului abraziv. O asemenea relație de interdependență poate folosi, cu ajutorul modelului dinamic al operației de rectificare cu corpuri abrazive [11] — [12], atît la optimizarea valorilor parametrilor operației de rectificare (avans de pătrundere, avans de trecere, viteza periferică a corpului abraziv, viteza periferică a piesei la rectificările cilindrice etc.) cît și la optimizarea caracteristicilor corpului abraziv, alegerea pe baze științifice ale acestora, în strînsă corelație cu valorile parametrilor regimului de așchiere și cu condițiile de calitate pe care trebuie să le satisfacă suprafața piesei rectificate.

Pentru stabilirea unei asemenea relații de interdependență s-a considerat necesară elaborarea unui model static care să descrie construcția internă a corpului abraziv astfel încît să se poată caracteriza atît fiecare granulă abrazivă în parte cît și totalitatea granulelor abrazive situate pe suprafața de lucru a corpului abraziv.

Pentru elaborarea unui asemenea model static, componentele individuale ale corpului abraziv (granulele abrazive, punțile de liant care le leagă și porii situați între acestea) pot fi descrise ca mărimi aleatorii, componente ale unui sistem unitar dispers, în care dispunerea granulelor în spațiu este determinată prin relații de probabilitate matematică.

În conformitate cu [8] mărimea granulelor în sistemul metric este dată de dimensiunea nominală a laturii ochiului sitei pe care rămîne un rest de minimum 45% din totalul de granule care se cern (suma resturilor de pe sita nominală și de pe sita mai mare și mai mică imediat următoare trebuie să fie de minimum 90%). Dar granulele abrazive sînt particule de forme neregulată cu o suprafață aleatorie. Avînd în vedere modul de definire a mărimii granulelor date de [8], pentru un tratament matematic, granulele de electrocorindon pot fi asimilate cu o sferă, iar granulele de carbură de siliciu pot fi asimilate cu un con [11]. Modelele geometrice ale acestor forme ideale simple sînt corespunzătoare pentru descrierea particularităților fizice ale suprafeței de contact dintre corpul abraziv și metalul care se rectifică. Astfel, pentru caracterizarea granulelor abrazive, se pot utiliza următorii parametri de bază (tab. 1).

Tabelul 1

Forma granulei	Dimensiunea caracteristică a granulei, d	Volumul granulei, V_g	Coeficientul volumului granulei, η_{ig}	Suprafața secțiunii transversale, S_g	Coeficientul secțiunii transversale, η'_g
Sferică	$2R = d$	$0{,}523\ d^3$	0,523	$0{,}785 d^2$	0,785
Conică	$2R = d$ $\frac{H}{R} = \alpha$	$1{,}04\ \alpha\ R^3$	$1{,}04\ \alpha$	$\frac{\alpha}{4} d^2$	$\frac{\alpha}{4}$

Coeficientul η_{ig} este caracteristic întregii granule, iar coeficientul η_g caracterizează muchia tăietoare a granulelor

În conformitate cu [9] și [10] cantitatea totală de liant din corpul abraziv este exprimată prin valoarea durității acestuia. Dar componenta corpului abraziv (punțile de liant) nu poate fi caracterizată numai printr-un singur parametru datorită distribuției specifice a acesteia în construcția corpului abraziv. Pentru simplificarea tratamentului matematic punțile de liant pot fi asimilate ca formă cu un cilindru sau cu o prismă. În acest caz, punțile de liant pot fi descrise în funcție de dimensiunea caracteristică a bazei d_l și de înălțimea h_l, (tab. 2) :

Tabelul 2

Forma punții de liant	Volumul punții de liant	Suprafața secțiunii
Cilindrică	$0{,}785\ h_l d_l^2$	$0{,}785\ d_l^2$
Prismatică	$h_l \cdot d_l^2$	d_l^2

O asemenea descriere a granulelor abrazive și a punții de liant permite definirea corpului abraziv ca un sistem dispers, în care granulele abrazive sînt dispuse aleatoriu, fiecare poziție avînd aceeași posibilitate în cazul satisfacerii condiției energiei superficiale minime.

Într-un asemenea model static al corpului abraziv, geometria și numărul total de elemente tăietoare pot fi definite astfel :

— prin numărul de granule abrazive din unitatea de volum al corpului abraziv, n_0 :

$$n_0 = \frac{N}{V} = \frac{\beta_a}{\eta_g \cdot d^3} \qquad (1)$$

unde : V este volumul corpului abraziv ;
N — numărul de granule din corpul abraziv.

$$\beta_a = \frac{1}{100} \cdot V_a \qquad (2)$$

unde :
V_a este volumul ocupat de granule în procente ;
d — dimensiunea caracteristică a granulei ;

n_0 poate fi considerat și ca numărul de volume elementare din unitatea de volum, un volum elementar fiind format dintr-o granulă abrazivă, din punțile de liant și din pori :

$$V_{el} = \frac{1}{n_0} \qquad (3)$$

— prin numărul de granule abrazive de pe unitatea de suprafață de lucru a corpului abraziv, n_g :

$$n_g = \frac{1}{d^2} \sqrt[3]{\left(\frac{\beta_a}{\eta_g}\right)^2} \qquad (4)$$

— prin distanța dintre centrele a două granule abrazive vecine, 1_g :

$$1_g = \frac{V_{el}}{\eta'_g \cdot d^2} = \frac{1}{n_0 \cdot \eta'_g \cdot d^2} =$$

$$= \frac{\eta_g}{\eta'_g} \cdot \frac{1}{\beta_a} \cdot d \qquad (5)$$

astfel raportul dintre coeficienții η_g și η'_g

$$\frac{\eta_g}{\eta'_g}$$

caracterizează numărul de granule abrazive care pot lua parte concomitent în procesul de așchiere ;

— prin lungimea punții de liant 1_l :

$$1_l = 1_g - d = d\left(\frac{\eta_g}{\eta'_g} \cdot \frac{1}{\beta_a} - 1\right) \qquad (6)$$

— prin volumul punții de liant V_l :

$V_l = 0{,}785\ 1_l \cdot d_l^2$ — în cazul unei punți cilindrice de liant (corpuri abrazive cu liant ceramic) ; (7)

$V_l = 1_l \cdot d_l^2$ — în cazul unei punți prismatice de liant (corpuri abrazive cu liant bachelitic) ; (8)

— prin numărul de punți de liant din unitatea de volum :

$$n_{0l} = \frac{\beta_l}{(0{,}785) \cdot 1_l \cdot d_l^2} \qquad (9)$$

— prin numărul de punți de liant de pe unitatea de suprafață de lucru a corpului abraziv :

$$n_1 = \sqrt[3]{\frac{\eta_g}{\beta_a}} \cdot \frac{\beta_l \cdot d}{1_l \cdot d_l^2\ (0{,}785)} \qquad (10)$$

— prin numărul maxim de punți de liant la o granulă n_M :

$$n_M = 19{,}5\ (\beta_a + \beta_l) - 2{,}5 \qquad (11)$$

Interdependența dintre caracteristicile comportării corpului abraziv în decursul operației de rectificare și caracteristicile sale standardizate s-a urmărit pe graficele din figurile 2 — 9.

Variația numărului n_0 de granule abrazive din unitatea de volum a corpurilor abrazive de structura 4 și structura 12, în funcție de granulația corpului abraziv, s-a reprezentat grafic în figura 2 pentru granulele de electrocorindon și în figura 4 pentru granulele de carbură de siliciu.

Variația distanței l_g dintre centrele a două granule abrazive vecine și a lungimii punții de liant l_l la corpurile abrazive de diferite structuri, în funcție de granulația corpului abraziv, s-a reprezentat grafic în figura 3 pentru granulele de electrocorindon și în figura 5 pentru granulele de carbură de siliciu.

În figura 6 s-a reprezentat grafic variația numărului maxim posibil de punți de liant n_M în funcție de numărul de structură al corpului abraziv.

Variația numărului n_g de granule abrazive de pe unitatea de suprafață de lucru a corpului abraziv, în funcție de granulație, s-a reprezentat grafic în figura 7.

Variația numărului de punți de liant n_1 de pe unitatea de suprafață a corpului abraziv, în funcție de granulație, s-a reprezentat grafic în figura 8, în cazul corpurilor abrazive

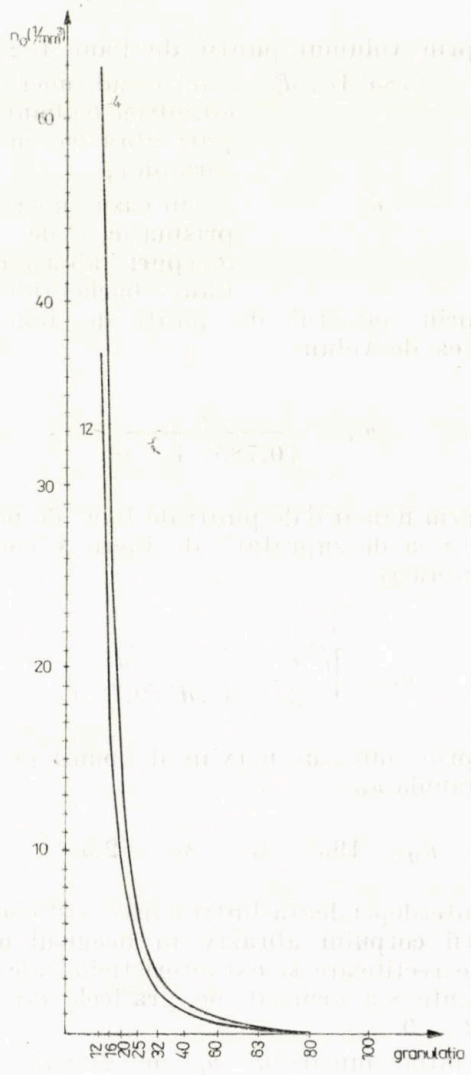


Fig. 2. Variația numărului n_0 de granule abrazive din electrocorindon din unitatea de volum a corpurilor abrazive de structura 4 și 12, în funcție de granulația corpului abraziv

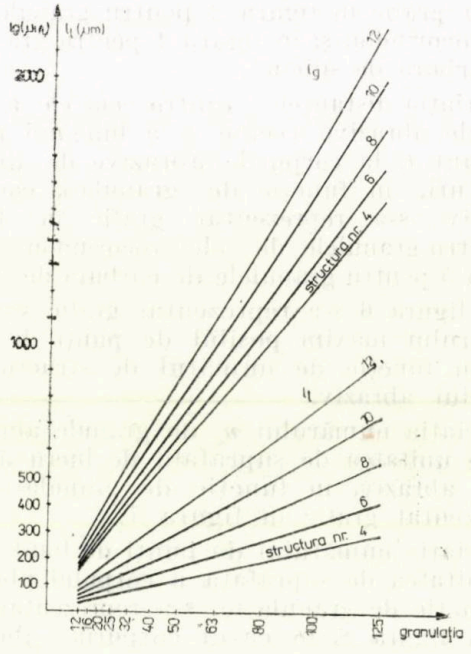


Fig. 3. Variația distanței l_g dintre centrele a două granule abrazive vecine de electrocorindon și a lungimii punții de liant l_l la corpurile abrazive de diferite structuri, în funcție de granulația corpului abraziv ←

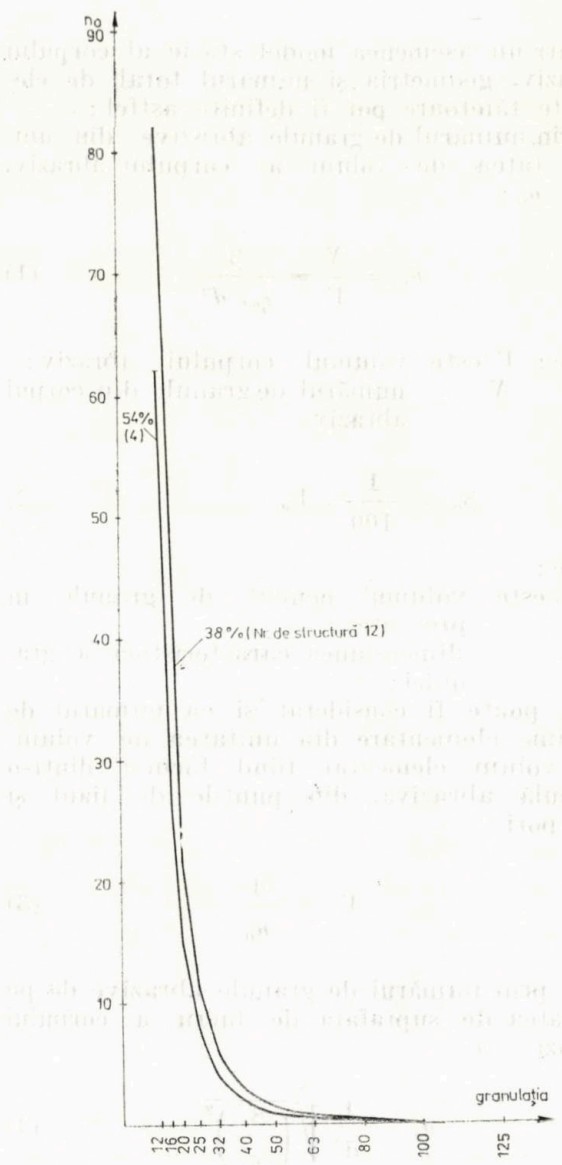


Fig. 4. Variația numărului n_0 de granule abrazive din carbură de siliciu din unitatea de volum a corpurilor abrazive de structura 4 și 12, în funcție de granulația corpului abraziv

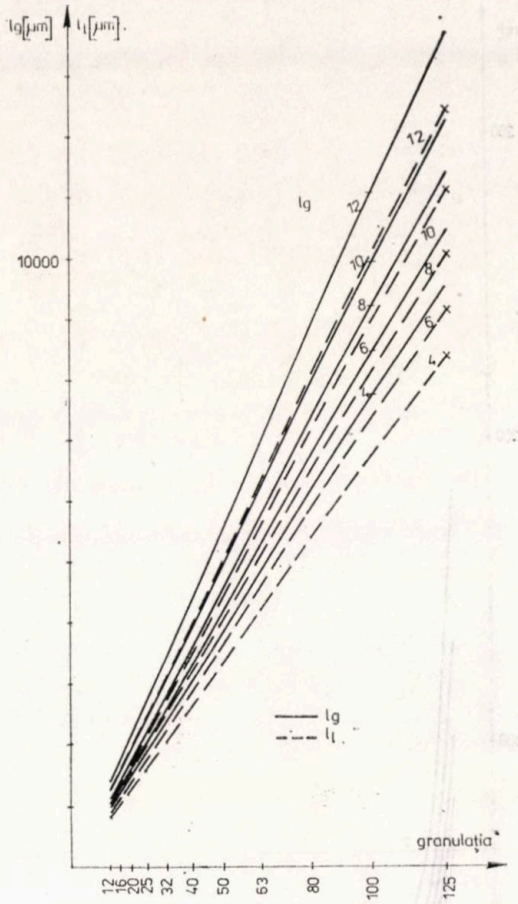


Fig. 5. Variația distanței l_g dintre centrele a două granule abrazive vecine de carbură de siliciu și a lungimii punții de liant l_l la corpurile abrazive de diferite structuri în funcție de granulația corpului abraziv

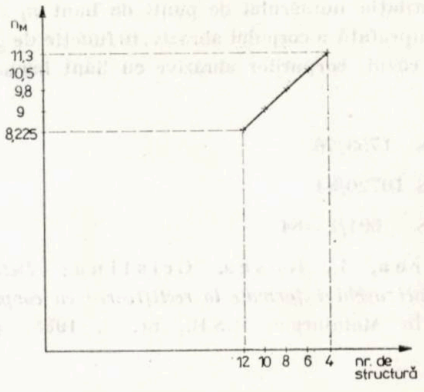


Fig. 6. Variația numărului maxim posibil de punți de liant n_M în funcție de numărul de structură al corpului abraziv

cu liant ceramic, și în figura 9, în cazul corpurilor abrazive cu liant de bachelită.

Graficele din figurile 2 — 9 indică valabilitatea modelului static al corpurilor abrazive și permit tragerea unor concluzii practice.

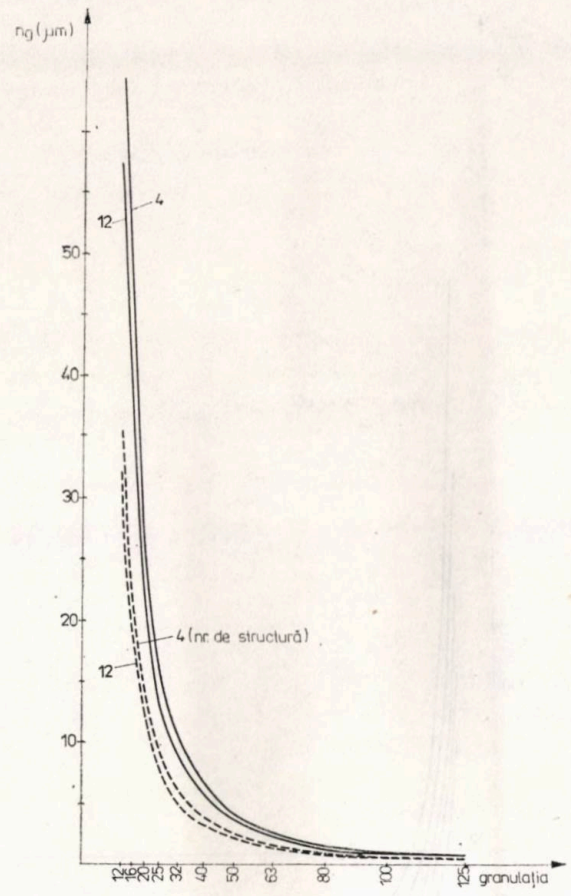


Fig. 7. Variația numărului de granule abrazive n_g de pe unitatea de suprafață de lucru a corpului abraziv, în funcție de granulație:
——— în cazul granulelor de electrocorindon;
— — — în cazul granulelor de carbură de siliciu

Acest model static poate sta la baza unui model dinamic al corpului abraziv care să permită stabilirea numărului de vîrfuri și muchii tăietoare care acționează concomitent și care, cu ajutorul modelului dinamic al acestei operații [11], [12], folosește la optimizarea rectificării cu corpuri abrazive.

Din graficele din figurile 2, 4, 6 și 7 reiese că randamentele optime de rectificare se pot realiza cu corpuri abrazive care au granulația cuprinsă între 16 și 80. Graficele din figurile 3 și 8 indică necesitatea diversificării producției de corpuri abrazive cu structura dirijată, în cazul corpurilor abrazive cu liant ceramic. Graficele din figurile 5 și 9 arată că în cazul corpurilor abrazive pe bază de carbură de siliciu și liant bachelitic, pentru optimizarea procesului de rectificare, alegerea granulației corespunzătoare prezintă o importanță mai mare decît utilizarea unor corpuri abrazive cu structură dirijată.

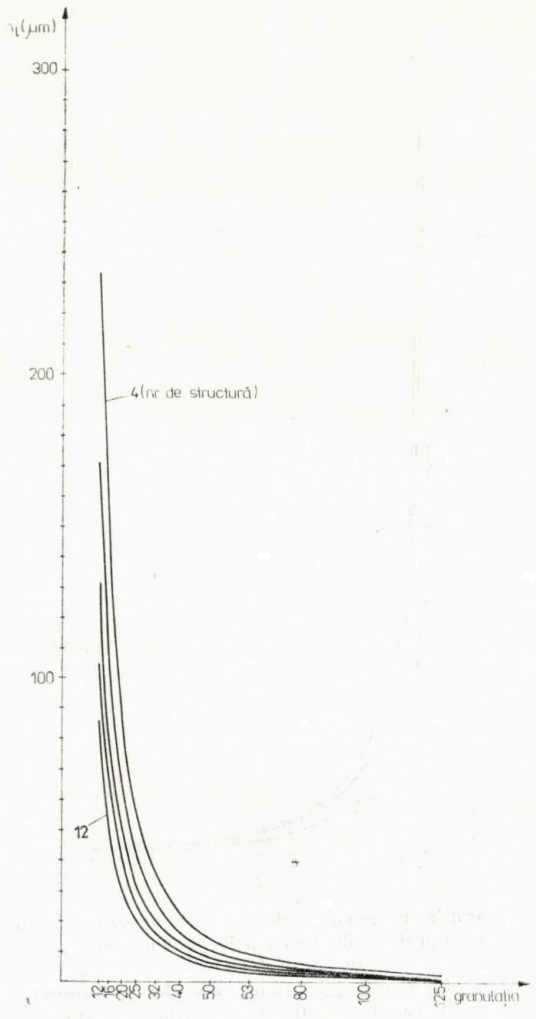


Fig. 8. Variația numărului de punți de liant n_l de pe unitatea de suprafață a corpului abraziv în funcție de granulație, în cazul corpurilor abrazive cu liant ceramic

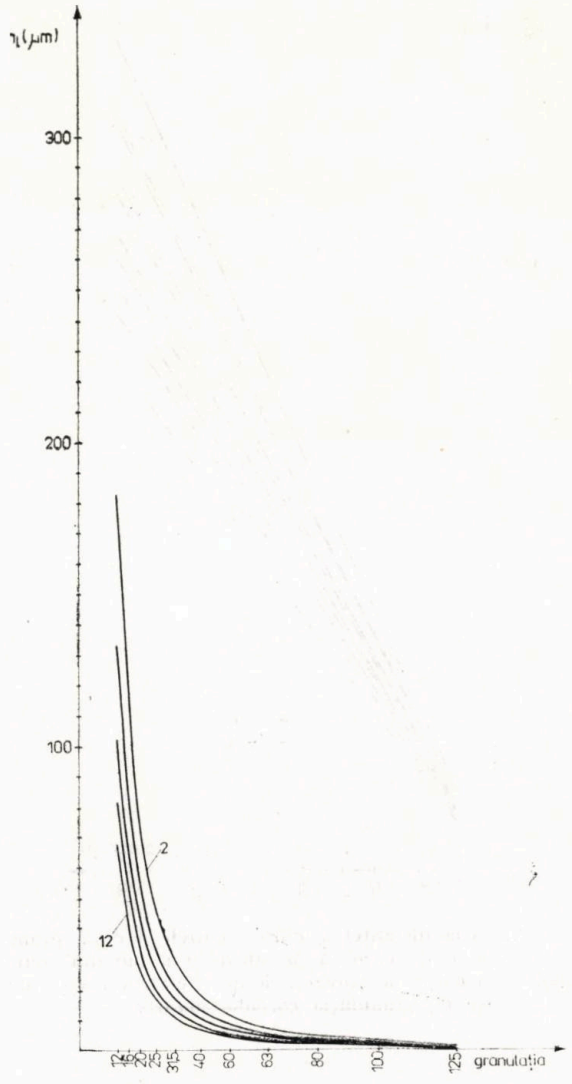


Fig. 9. Variația numărului de punți de liant n_l de pe unitatea de suprafață a corpului abraziv, în funcție de granulație în cazul corpurilor abrazive cu liant bachelitic

BIBLIOGRAFIE

[1] STAS 350/66

[2] STAS 6599/71

[3] STAS 578/76

[4] STAS 580/75

[5] STAS 573/76

[6] STAS 588/73

[7] STAS 1112/7/75

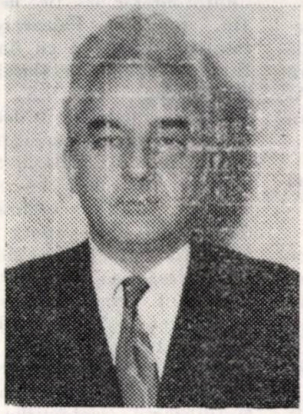
[8] STAS 1753/76

[9] STAS 10720/84

[10] STAS 601/1—84

[11] Negrea, I., Roșca, Cristina: *Determinarea mărimii așchiei formate la rectificarea cu corpuri abrazive.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 3, 1988, p.156

IGINIO PAVONI



La 25 februarie 1988 a încetat din viață, în plină activitate creatoare, inginerul IGINIO PAVONI, participant activ și competent la realizările metalurgiei românești.

Inginerul Iginio Pavoni s-a născut la 9 februarie 1927 în București. A terminat Facultatea de Instalații pentru Construcții din București și a început să lucreze, încă din anul 1952, în cadrul ramurii metalurgice, și anume la IPROMET.

Fiind un apreciat și capabil inginer, a deținut funcții de răspundere în cadrul Ministerului Industriei Metalurgice, iar în anul 1979 a fost numit director al Institutului pentru proiectări de secții și uzine de laminoare — IPROLAM.

Inginerul Iginio Pavoni a constituit un exemplu de înalt profesionalism, de competent organizator și coordonator al colectivelor cu care a lucrat și a colaborat.

A fost un om de o demnitate, devotament și entuziasm deosebit, știind să-și apropie colaboratorii, fapt care i-a adus stima și aprecierea tuturor.

Regretele pentru moartea inginerului IGINIO PAVONI sînt unanime.

MIHAIL ENACHE

Inginerul Mihail Enache s-a născut în anul 1925 în județul Mehedinți. În anul 1950 a absolvit Institutul de Mine și Metalurgie din Timișoara, fiind repartizat la uzina Electroputere, Craiova. În același an, s-a transferat la C. S. Reșița, prima citorie a siderurgiei românești din acea perioadă. Remarcîndu-i-se deosebitele calități profesionale, a fost numit în posturi de conducere la C. S. Galați, I.M.G.B., IPROMET și C.S.P. În perioada 1973—1985, a îndeplinit, în cadrul Ministerului Industriei Metalurgice, funcția de director tehnic adjunct al Direcției tehnice.

Prin munca și devotamentul său, inginerul Mihail Enache a adus o contribuție însemnată la dezvoltarea siderurgiei românești moderne.

La data de 21 decembrie 1987 inginerul Mihail Enache a încetat din viață, fiind regretat de toți cei care l-au cunoscut și prețuit.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 10, 1987

Particularităţile petrografice ale cărbunilor pentru cocsificare şi precizia dozării acestora în industria cocsochimică, p. 4 — Tratarea cărbunilor marca T cu adaosuri organice, p. 6 — Procedeu de bătătorire a încărcăturii de cărbune şi perfecţionarea acestora, p. 12 — Particularităţile încălzirii bateriilor de cocsificare cu amestec de gaze de furnal şi gaze naturale, p. 17 — Examinarea posibilităţii de utilizare a motorinei arse în încărcătura pentru cocsificare, p. 21 — Experienţa efectuării reparaţiilor la cald ale căptuşelilor bateriilor de cocsificare, p. 23 — Obţinerea de gaze reducătoare din produsele volatile rezultate din prelucrarea termică a cărbunilor, p. 24 — Metoda cromatografică de determinare a compoziţiei gazelor de cocserie şi de furnal, p. 36 — Pregătirea gazelor de cocserie în vederea utilizării acestora în producţia de fontă de furnal, p. 40 — Modificarea construcţiei colectorului de gaze şi a schemelor de evacuare din acesta a apei amoniacale, p. 42 — Îmbunătăţirea pregătirii cadrelor de ingineri pentru industria cocsochimică, p. 43 — Calitatea gudroanelor de huilă rezultate în diferite întreprinderi, p. 46 — Controlul operativ al calităţii apelor reziduale prin metoda cromatografiei gazelor şi lichidelor, p. 50 — Stabilirea conţinutului de substanţe în suspensie în apele reziduale epurate, p. 52.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 8, 1987

Modernizarea la Societatea Lukens Steel: trecut, prezent şi viitor, p. 23 — Combinatul Baosteel — cel mai modern combinat siderurgic din R. P. Chineză, p. 30 — Sistem de glisiere pentru laminorul de benzi la cald de 8 in al societăţii Inland, p. 40 — Controlul temperaturii şi optimizarea temperaturii cuptorului de încălzire cu ajutorul unui sistem de control al distribuţiei, p. 44 — Laminarea de benzi la cald pentru laminoarele compacte, laminorul reversibil compact de benzi la cald, p. 50 — Elaborarea oţelului în oală la Societatea Inland — echipament şi prelucrare, p. 56 — Proiectul referitor la posibilitatea de transport şi la productivitatea echipamentului software, pus la punct la Societatea AISE — trecerea în revistă a raportului 3 a proiectului, p. 61 — Sucursala Beth Forge a pus la punct produse speciale pentru submarine şi centrale nucleare, p. 66 — Produsul ZINCGRIP OS (oţel acoperit pe o singură parte) la Societatea Armco, p. 68.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 9, 1987

Concepţia şi punerea în funcţiune a instalaţiei nr. 2 de turnare în sleburi de la uzina Garry a Societăţii USS, p. 13 — Controlul emisiunilor din cuptorul electronic modern, p. 22 — Procedeul Consteel al societăţii Nucor Steel, p. 27 — Reducerea costului energiei prin transformarea unui motor monofazat existent într-un motor bifazat, p. 31 — Tratamentul apei amoniacale; distilatoare de var, sodă caustică şi sodă calcinată, p. 35 — Elaborarea secundară a oţelului pe baza procedeului ASEA-SKF la Societatea Ellwood Uddeholm Steel, p. 40.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 9, 1987

Cercetarea şi dezvoltarea materialelor superplastice — progresele actuale şi proiecte viitoare, p. 685 — Observaţii microstructurale şi analiza microreţelelor în timpul transformării superplastice a fierului pur, p. 696 — Mecanismul deformării superplastice a oţelurilor inoxidabile duplex δ/λ, p. 705 — Superplasticitatea oţelului inoxidabil duplex laminat, p. 713 — Performanţa tablelor subţiri din oţel şi a tablelor superplastice din material compozit aliat, produse prin laminarea superplastică combinată cu îmbinarea, p. 719 — Caracteristicile fundamentale ale superplasticităţii de transformare în titanul comercial pur, p. 725 — Comportarea superplastică a aliajelor Al—Mg—Cu, p. 730 — Cercetare model asupra emulsionării stropilor de metal la elaborarea oţelului prin insuflare de oxigen, p. 734 — O nouă metodă de estimare a razei şi a densităţii bulelor în oţelul atacat de hidrogen, p. 740 — Dezvoltarea texturii (111) la recoacerea intercritică a oţelurilor cu conţinut scăzut de carbon, p. 746 — Analizorul de structură sub formă de straturi curbate pentru spectrometrul cu mai multe canale cu fluorescenţă cu radiaţii X, p. 755 — Instalaţie cu azot de înaltă puritate care utilizează adsorbţia cu vibraţii sub presiune (PSA), p. 756 — Procesul controlului termomecanic utilizat pentru tablele groase din oţel inoxidabil austenitic de înaltă rezistenţă, p. 757 — Laminor de benzi la cald cu deplasare axială a cilindrilor de lucru, p. 759 — Termometria de radiaţie pentru stropii de metal lichid, p. 759.

Stal, U.R.S.S., nr. 8, 1987

Analiza factorilor termotehnici care influenţează consumul de combustibil la fabricarea peletelor, p. 5 — Metode de control al eficienţei utilizării adaosurilor combustibile şi a oxigenului tehnologic şi a repartizării optime între furnale, p. 9 — Dimensiunile şi numărul transportoarelor pentru prăjire la fabricile de peletizare, p. 15 — Formarea urşilor şi înlăturarea acestora din furnale, în condiţiile uzinei metalurgice din Rustav, p. 18 — Producţia de oţel de convertizor pentru şine, p. 22 — Eficienţa creşterii rezistenţei căptuşelii convertizoarelor, p. 24 — Influenţa construcţiei lăncilor asupra funcţionării termice a convertizoarelor, p. 26 — Elaborarea oţelului 10HNDP într-un cuptor tandem, p. 29 — Utilizarea deşeurilor de fontă la elaborarea oţelului în cuptoare Martin, p. 30 — Micşorarea capetelor şutate la lingourile de forjă, p. 31 — Utilizarea emiţătoarelor acustice la cuptoarele Martin, p. 33 — Fabricarea varului în cuptorul cu cuvă cu flux direct-contraflux la uzina metalurgică din Jlobiu (Bielorusia), U.R.S.S., p. 34 — Utilizarea antracitului în locul cocsului de furnal la fabricarea varului şi a dolomitei, p. 37 — Turnarea oţelurilor de calitate din oale cu închizătoare cu sertar, p. 38 — Utilizarea deşeurilor de pulberi şi de zgură rezultate de la fabricarea feroaliajelor silicioase, p. 42 — Laminarea profilului periodic uşor pentru axul remorcii agricole, p. 44 — Fabricarea profilelor îndoite pentru serele de cultivare a lămiiului, p. 46 — Prevenirea deformării pereţilor la profilele laminate la cald în dublu T, p. 49 — Optimizarea regimurilor de răcire a profilelor laminate în cadrul tratamentului termomecanic cu răcire reglementată, p. 51 — Cauzele apariţiei defectului „perforări" pe tabla subţire laminată la rece, p. 55 — Utilizarea complexoanelor cu regulator la decaparea oţelurilor, p. 56 — Un instrument tehnologic nou la laminorul în pas de pelerin, p. 58 — Metodă de analiză şi evidenţă pe calculator a întreţinerii tehnice şi a reparaţiilor TESA 1220—1620, p. 61 — Tratamentul mecanic şi termic al sîrmei de armături în fluxul laminorului, p. 64 — Alegerea unui profil periodic raţional de sîrmă zincată pentru armături, p. 66 — Reducerea emanaţiilor nocive la fabricarea pieselor metalice, p. 68 — Cabluri fasonate în toron, p. 70 — Tratamentul termomecanic al oţelului pentru foraj în fluxul laminorului de profile mărunte, p. 71 — Experienţa executării şi exploatării cilindrilor de laminare din fontă cu conţinut mare de crom, p. 75 — Starea de tensiune şi rezistenţa la oboseală a roţilor monolit de cale ferată, turnate dintr-o bucată, p. 79 — Influenţa parametrilor de revenire asupra proprietăţilor mecanice ale sîrmei pentru arcuri, p. 83 — Îmbunătăţirea proprietăţilor oţelurilor cu conţinut mare de bor prin alierea cu titan, p. 86 — Utilizarea prafului de ciclon la fabricarea pulberii de fier prin metoda reducerii, p. 88 — Controlul produselor de metal după rezultatele încercărilor prin sondaj, p. 90 — Controlul produselor de metal după rezultatele încercărilor prin probe de sondaj, p. 91 — Probleme social-economice de îmbunătăţire a condiţiilor şi protecţia muncii în siderurgie, p. 94 — Hozrasciotul intern de uzină în combinatele metalurgice care au trecut la hozrasciot şi autofinanţare, p. 96 — Experienţa exploatării cuptorului de la laminorul 325, p. 98 — Creşterea nivelului tehnic al dispozitivelor de încălzire în producţia de laminate, p. 102 — Încălzirea fără păcură şi cu păcură puţină a cuptoarelor Martin, p. 104 — Proprietăţile fizico-chimice şi limpezirea scurgerilor amestecate la M.T.C.S. şi liniile de laminare, p. 106 — Experienţa proiectării schemei complexe a protecţiei mediului înconjurător al oraşelor Celeabinsk şi Kopeisk, p. 109.

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONTJÁNAK KÖNYVTÁRA

CERCETARE
RESEARCH

- PROCESE METALURGICE
- PRODUSE PLATE
- ACOPERIRI DE PROTECȚIE

- METALLURGICAL PROCESS
- FLAT PRODUCTS
- PROTECTION COATINGS

PROIECTARE
DESIGN

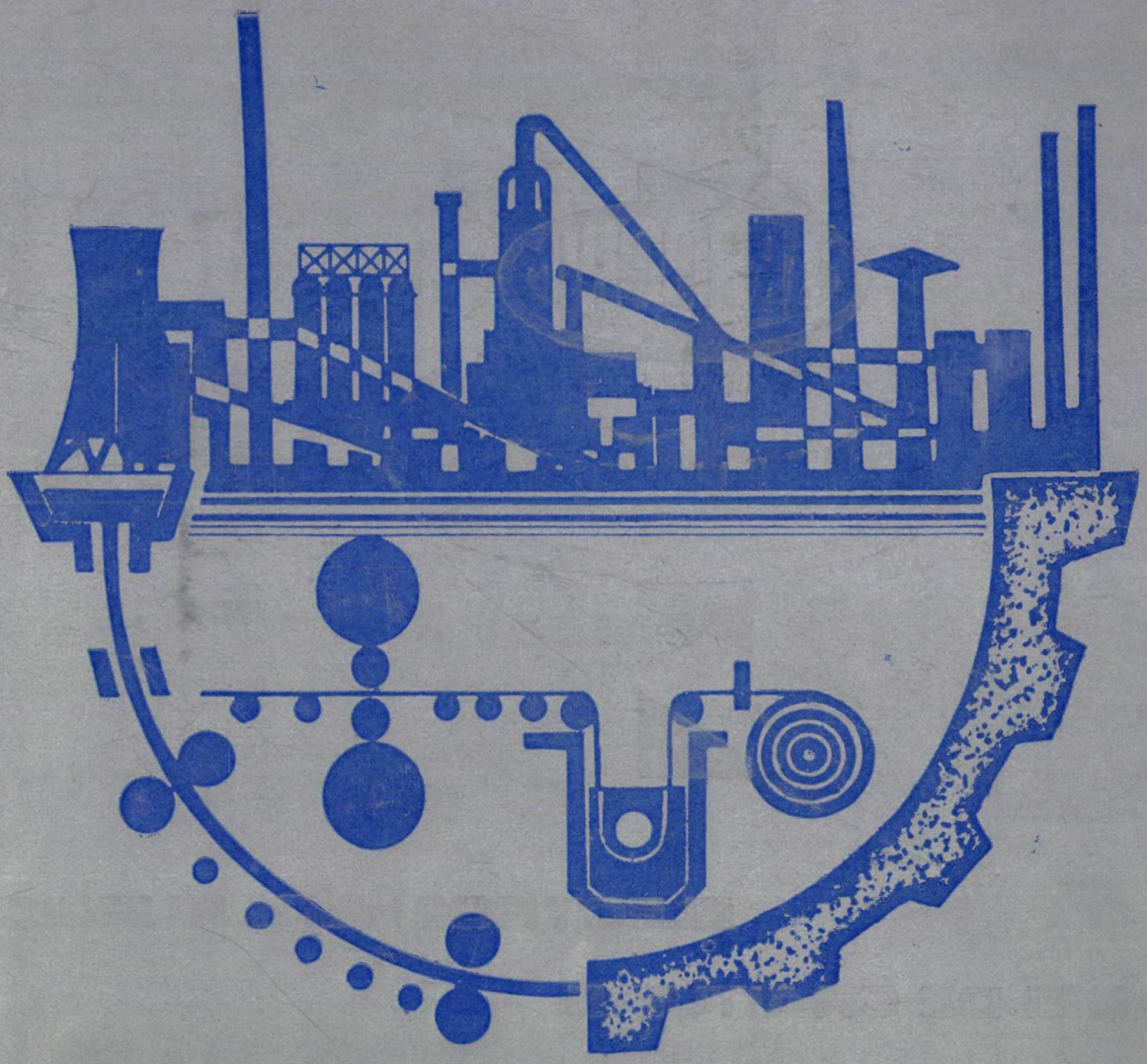
- TEHNOLOGII DE FABRICAȚIE METALURGICE
- LINII DE PROCES PENTRU PRODUSE PLATE
- INSTALAȚII DE ACOPERIRI DE PROTECȚIE

- METALURGICAL MANUFACTURE TEHNOLOGIES
- PROCESS LINES FOR FLAT PRODUCTS
- PLANTS FOR PROTECTION COATINGS

MICROPRODUCȚIE
MICROPRODUCTION

- BENZI ÎNGUSTE SUBȚIRI LAMINATE LA RECE
- CUȚITE PENTRU DEBITAREA LAMINATELOR

- NARROW THIN COLD ROLLED STRIPS
- KNIVES FOR ROLLED PRODUCTS CUTTING



ICPPAM

M.I.M. CENTRALA INDUSTRIALĂ SIDERURGICĂ GALAȚI
INSTITUTUL DE CERCETĂRI ȘI PROIECTĂRI DE FABRICAȚIE PENTRU PRODUSE PLATE ȘI ACOPERIRI METALICE
GALAȚI – MAGISTRALA C.S.G. NR. 2 – TEL. 40022 – TELEX 51236

REPREZENTANTUL PENTRU RELAȚII EXTERNE ESTE ÎNTREPRINDEREA DE COMERȚ EXTERIOR – UZINEXPORT – CU SEDIUL LA BUCUREȘTI, B-DUL REPUBLICII NR. 12, TELEFON 137986; 139389 – TELEX 0-11214

INTREPRINDEREA PRODUCE:

CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr.3
Telefon 32047
Telex 31364

- MATERIALE ELECTROCARBUNOASE

(de diferite sortotipuri)

- ELECTROZI SIDERURGICI
- ELECTROZI DE CRAITUIRE
- ELECTROZI DE BATERII

EXPORTATOR:

electroexportimport

BUCURESTI
Calea Victoriei nr.216
Telefon: 502870 Telex: 11388

E 3280

METALURGIA

Referativa

R 1988 JUN. 8

5

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XL • NR. 5 • MAI 1988

Centrul de Cercetări și Proiectări pentru Fabricație de Țevi și Trefilate

— Cercetări și proiectări în domeniul țevilor fără sudură, sudate și al produselor trefilate din materiale feroase:

- asimilări de produse și tehnologii;
- proiecte de linii tehnologice și utilaje specifice;
- analize de laborator

— Microproducție:

- țevi fără sudură și sudate din oțel cu diametre mici și pereți subțiri

Design and Research Center for Pipe and Wire Products Manufacturing

— Researches and design on seamless and welded pipes and on ferrous wire products;

- product and technology assimilation;
- design for technological lines and typical facilities;
- laboratory analyses

— Microproduction:

- seamless and welded steel pipes with small diameters and thin walls

Bulevardul Muncii, nr. 256, sector 2, București — ROMÂNIA Telefon: 277 090

METALURGIA

Anul 40 Nr. 5 Mai 1988

CUPRINS

Gheorghiu, F. și *Gheorghiu, Ileana.*: **Creșterea eficienței procesului de preîncălzire a aerului pentru furnal, rezultat al corelației dintre regimul termic și gazodinamic din grătarul cauperului** 225

Vlasie, N., Serghie, C. și *Chesăuan, L.*: **Contribuții privind calcinarea și caracterizarea antracitului pentru fabricarea blocurilor carbonice** 230

Sorocopud, L. și *Niculae, Gh.*: **Contribuții privind îmbunătățirea calității produselor refractare silico-aluminoase pentru oale de turnare a oțelului** . . 234

Apa, L.: **Solubilitatea hidrogenului în nichel, cobalt și aliajele acestora în stare lichidă, calculată prin metoda echivalenței elementelor de aliere. Comparație cu solubilitatea în aliaje feroase** 236

Cristea, Lidia, Moldovan, P. și *Chircă, D.*: **Cercetări privind coroziunea electrochimică a aliajelor din cupru cu efect de memorie a formei** 243

Popescu, N., Aloman, A. și *Isac, Mihaiela*: **Variația proprietăților mecanice ale oțelurilor cu conținut scăzut de carbon la îmbătrînirea deformațională** 246

Șaban, R., Suciu, M., V. și *Georgescu, M., L.*: **Cercetări experimentale privind influența niobiului asupra mărimii intervalului temperaturilor de austenitizare la călirea unor oțeluri rapide cu conținut scăzut în elemente de aliere** 250

Ciobanu, I.: **Determinarea teoretică și experimentală a coeficientului de viteză în rețelele de turnare** . . 253

Munteanu, Al., Găleșanu, Al. și *Ciobanu, I.*: **Încercări experimentale privind înlocuirea oțelurilor slab aliate de cementare cu fontă cu grafit nodular călită izoterm** 257

Sofroni, L. și *Cocolaș, S.*: **Tehnologia de fabricație a pieselor turnate cu consumuri reduse de energie** . 262

Badea, S.: **Considerații privind optimizarea lotului de fabricație a pieselor matrițate** 266

REVISTA REVISTELOR 235, 268, 269, 270

COLEGIUL DE REDACȚIE

MARIN ENACHE, DAN DULAMĂ, COSTACHE TROTUȘ, NECULAI AGACHI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, ION DRĂGAN, MIRCEA DRĂGULIN, TITI DULĂMIȚĂ, SABIN FAUR, ALEXANDRU FLOREA, SUZANA GÂDEA, CONSTANTIN GIOGU, CONSTANTIN IONESCU, EMIL IONESCU, PETRE MARCU, MIHAI NICA, MIHAI NICULESCU, FLOREA OPREA, IULIU OVESEA, ONOFREI PARASCAN, CORNELIU RIZESCU, BUJOR ROȘCA, MARIA SAVU, ION SUCIU, LAURENȚIE SOFRONI, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU

Președindele colegiului de redacție : prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor : ELENA PÂRVU
Tehnoredactor : MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Institutul de Cercetări Metalurgice. Costul unui abonament : **rament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București**

I. P. „Informația" — c. 2158

CONTENTS

DC: 62.745.31:669.162.267.4

Gheorghiu, F. and *Gheorghiu, Ileana.*: **Intensification of therma blast stove process, based on the correlation between thermal and gas-dynamics regime of the checker**

The paper presents the possibility of intensifying the blast stove preheating process on the basis of the correlation between the thermal and gas-dynamics of the checker, the application of the method and the results obtained in an installation in operation.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 225–229

DC: 622.782:622.335

Vlasie, N., Serghie, C. and *Chesăuan, I.*: **Contributions to the calcination and characterization of anthracite used for the carbonic block manufacturing**

The paper points out the modification of the basic characteristics of anthracite by increasing the final calcination while maintaining a level for the final temperature.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 230–233

DC: 666.76:546.28:666.764.3

Sorocopud, L. and *Nicolae, Gh.*: **Contributions to the improvement of silico-aluminous refractory product quality for steel ladle**

In order to stop the deterioration process of the refractory material used for ladle lining, the authors have worked several studies on the optimization of the mineralogic and chemical composition and on the improvement of physical and mechanical characteristics of the refractory product, highlighting the brick compactness and their size precision.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 234–235

DC : 541-8 :546 :11

Apa, L. : **Hydrogen solubility in nickel, cobalt and their alloys in liquid state, calculated by the alloying element equivalence method. Comparison with ferrous alloy solubility**

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 236–242

DC : 669.018.8

Cristea, Lidia, Modovan, P. and *Chireă, D.* : **Researches on the electrochemical corrosion of copper alloys with shape memory effect**

Researches carried out on the Cu-Zn-Al alloy system with or without nickel addition pointed out the positive influence of nickel on alloy corrosion, without affecting the shape memory effect.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 243–245

DC : 539.389.3 :669.14.018.9

Popescu, N., Aloman, A. and *Isac, Mihaiela* : **The variation of the mechanical properties of low carbon steels during deformation ageing**

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 246–249

DC : 669.14.018.252.3

Şaban, R., Suciu, M., V. and *Georgescu, M., L.* : **Experimental researches on the influence of niobium on the size of austenitization temperature range during the quenching of low alloying high speed stteels**

The paper presents the researches on determination of the influence of the technical parameters on the structure and the properties resulted after quenching for two high speed steel grades with low alloying element content.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 250–252

DC : 531.112

Ciobanu, I. : **The determination of speed index in casting network equipped with a single feeder**

The paper presents the theoretical determination of the actual feeding speed and the speed index in the case of the casting network with one feeder. The theoretical results are compared to the experimental actual values obtained by the physical water modelling of metal pouring during casting process.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 253–256

669.131.622 :66.046

Munteanu, Al., Găleşanu, Al. and *Ciobanu, I.*: **Experimental trials concerning the replacement of low alloy carburizing steels by isothermally quenched nodular graphite cast iron**

The paper presents the experimental trials carried out on tensile, fatigue and wear samples with a view to replacing carburizing steels in the machine buildind by isothermally quenched nodular graphite cast iron.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 257–261

DC : 621.747

Sofroni, L. and *Cocolaş, S.* : **Casting manufacturing technologies with low energy rate**

On the basis of the modernization of the activity in the foundries, as well as on the basis of the reduction of energy rate, the paper describes the following technologies : natural gas cupola ironmaking ; solidified mould casting by cryogenic process ; the use of depressurization in green mould casting ; physical and chemical treatments applied on superficial layers of green cores.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 262–265

DC : 002.2 :621.81

Badea, S. : **Considerations on the optimizing of the manufacturing of die formed parts**

The optimizing of die formed part manufacturing requires the knowledge and the application of the methods which ensure the modernization of facilities and technologies, the improved training of the labour force, production and and work organization.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 266–267

INHALT

DK : 62.745.31 :669.162.267.4

Gheorghiu, F. und Gheorghiu, Ileana. : **Erhöhung der Wirksamkeit des Vorwärmungsprozesses des Hochofenwinds das aus der Wechselbeziehung zwischen den thermischen und den gasdynamischen Betrieb aus dem Winderhitzergitter hervorgeht**

In der Arbeit werden die Entwicklungsmöglichkeiten des Vorwärmungsprozesses des Windes aus dem Winderhitzer, aufgrund der Wechselbeziehung und zwischen den thermischen- und gasdynamischen Betrieb aus dem Gitter, die Anwendbarkeit der vorgeschlagenen Methode, und die Ergebnisse die von einer sich in Betrieb befindenden Anlage hervorgehen, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 225—229

DK : 622.782 :622.335

Vlasie, N., Serghie, C. und Chesăuan, I. : **Beiträge zum Kalzinieren und Charakterisieren des bei der Herstellung von kohlensauren Blöcken eingesetzten Anthrazits**

In der Arbeit wird die Veränderung der grundlegenden Eigenschaften des Anthrazits, durch die Erhöhung der Kalzinierungstemperatur gleichzeitig mit der Aufhelung eines selbstständigen Niveaus der Endtemperatur, hervorgehoben.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 230—233

DK : 666.76 :546.28 :666.764.3

Sorocopud, L. und Nicolae, Gh. : **Beiträge zur Verbesserung der Qualität, der aufgrund von Silizium-Aluminium hergestellten, und bei den Stahlgiesspfannen angewandten feuerfesten Werkstoffen**

Für das Anhalten des Abbauprozesses der bei der feuerfesten Zustellung von Giesspfannen verwendeten Werkstoffen, wurden eine Reihe von Versuchen angesichts der Optimierung der chemisch-mineralogischen Zusammensetzung und der Verbesserung der physikalisch-mechanischen Eigenschaften der feuerfesten Werkstoffe, indem auf die Verdichtung und auf die Massgenauigkeit der Bausteine Nachdruck gelegt wird, ausgeführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 234—235

DK : 541-8 :546.11

Apa, L. : **Löslichkeit des Wasserstoffs in Nickel, Kobalt und ihre Legierungen, im flüssigen Zustand, berechnet aufgrund der Methode der Äquivalenz der Legierungselemente. Vergleich mit der Löslichkeit in Eisenlegierungen**

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 236—242

DK : 669.018.8

Cristea, Lidia, Moldovan, P. und *Chircă, D.* : **Erforschungen zur elektrochemischen Korrosion der Kupferlegierungen mit Formspeichereffekt**

Anhand den Untersuchungen die an Legierungen aus dem Cu-Zn-Al-System, mit oder ohne Nickelzusatz ausgeführt wurden, wurde der positive Einfluss des Nickels auf die Korrosionsbeständigkeit der Legierungen, ohne den Formspeichereffekt zu stören, hervorgehoben.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 243—245

DK : 539.389.3 :669.14.018.9

Popescu, N., Aloman, A. und *Isac, Mihaiela* : **Änderung der mechanischen Eigenschaften von Stählen die einen verminderten Kohlenstoffinhalt, während der Formänderungsalterung, aufweisen**

Metalurgia 40 (1988) nr. 5, p. 246—249

DK : 669.14.018.252.3

Şaban, R., Suciu, M., V. und Georgescu, M., L. : **Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss vom Niobium auf die Höhe der Austenitisierungstemperatur, bei der Härtung einiger Schnellarbeitsstählen mit verminderten Legierungselementeninhalt**

Die Arbeit bestätigt einige Untersuchungen zur Festsetzung des Einflusses der thermischen Parametern auf das Gefüge und den Eigenschaften die beim Härten von zwei Stahlmarken mit verminderten Inhalt von Legierungselementen, hervorgehen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 250—252

DK : 531.112

Ciobanu, I. : **Bestimmung des Geschwindigkeitsbeiwerts von Giesstrichtern mit Einzelanschnitt**

In der vorliegenden Arbeit wird die theoretische Bestimmung der reelen Zuführungsgeschwindigkeit und des Geschwindigkeitsbeiwerts im Falle eines Giesstrichters mit Einzelanschnitt dargestellt. Die theoretischen Ergebnisse werden mit den experimentellen Realwerten, die anhand der physikalischen Wasserformung des Metallfliessens beim Giessen erzielt wurden, verglichen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 253—256

DK : 669.131.622 :66.046

Munteanu, Al., Găleşanu, Al., und *Ciobanu, I.* : **Experimentelle Untersuchungen in bezug auf den Ersatz von niedriglegierten Einsatzstählen mit isothermisch gehärtetem Gusseisen mit Kugelgraphit**

In der vorliegenden Arbeit werden die experimentellen Versuche, die an Streckstäben, Ermüdungs-und Verschleissproben, zwecks des Ersatzes der Einsatzstähle aus der Maschinenbauindustrie-mit isothermisch gehärtetem Gusseisen mit Kugelgraphit, angeführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 257—261

DK : 621.747

Sofroni, L. und Cocolaş, S. : **Herstellungsverfahren von Gussstücken, mit verminderten Energieverbrauch**

Im Rahmen der Modernisierung der Giessereibetriebe und der Verminderung des Energieverbrauchs, werden in der vorliegenden Arbeit folgende Verfahrenstechniken dargestellt :

— Roheisenherstellung im Methan-Kupolofen ;
— Giessen in erstarrten Giessformen mittels kryogenischer Verfahren ;
— Einsatz der Drucksenkung beim Nassguss ;
— physikalisch-chemische Behandlungen, die an Kernoberflächenschichten aufgebracht werden.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 262—265

DK : 002 2 :621.81

Badea, S. ; **Betrachtungen betreffs der Optimierung der Herstellung von abgeprägten Werkstücken**

Die Optimierung der Herstellung von abgeprägten Werkstücken erfordert die Erkenntnis und Anwendung der zur Modernisierung der Ausrüstungen und Verfahrenstechniken führenden Methoden wie auch die Vervollkommung der Ausbildung der Arbeitskräfte und die Organisierung der Erzeugung und der Arbeit.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 266—267

SOMMAIRE

CD : 62.745.31 :669.162

Gheorghiu, F. et *Gheorghiu, Ileana.* : **L'augmentation de l'efficacité du processus de préchauffage de l'air pour le haut fourneau, le résultat de la corrélation entre le régime thermique et gazo-dynamique dans le grillage du cowper**

A partir de la corrélation entre le régime thermique et gazo-dynamique du grillage, l'article présente la possibilité d'intensifier le processus de préchauffage de l'air dans le cowper, l'applicabilité de la méthode proposée de même que les résultats obtenus dans une installation en service.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 225—229

CD : 622.782 :622.335

Vlasie, N., Serghie, C. et *Chesăuan, I.* : **Contribution au calcinage et à la caractérisation de l'anthracite pour la fabrication des blocs carboniques**

L'article souligne la modification des caractéristiques de base de l'anthracite par l'augmentation de la température finale de calcinage tout en maintenant un palier à la température finale.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 230—233

CD : 666.76 :546.28 :666.764.3

Sorocopud, L. et *Nicolae, Gh.* : **Contributions à l'amélioration de la qualite des produits réfractaires silico-alumineux pour la poche de coulee de l'acier**

Afin d'arrêter le processus de dégradation du matériel réfractaire utilisé dans la construction des revêtements de poche, on a effectué de nombreuses études sur l'optimisation de la composition chimique-minéralogique et sur l'amélioration des caractéristiques physique-mécaniques du processus réfractaire, tout en soulignant la compactité et la précision dimensionnelle des poches.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 234—235

CD : 541-8 :546.11

Apa, L. : **La solubilité de l'hydrogène dans le nickel, le cobalt et dans leurs alliages en état liquide, determinée par la méthode de l'équivalence des élements d'alliage. Comparaison à la solubilité dans les alliages ferreux.**

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 236—242

CD : 669.018.8

Cristea, Lidia, Moldovan, P. et *Chircă, D.* : **Recherches sur la corrosion électrochimique des alliages de cuivre à effet de mémoire de la forme**

L'analyse des alliages du système Cu-Zn-Al, avec ou sans addition de nickel, a souligné l'influence positive du nickel sur la résistance à la corrosion des alliages, sans affecter l'effet de mémoire de la forme.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 243—245

CD :539.389.3 :669.14.018.9

Popescu, N., Aloman, A. et *Isac, Mihaiela* : **La modification des propriétés mécaniques des aciers à basse teneur en carbone au cours du vieillessement par déformation**

Metalurgia 40 (1988), nr.5, p. 246—249

CD : 669.14.018.252.3

Şaban, R., Suciu, M., V. et *Georgescu, M., L.* : **Recherches expérimentales sur la fourchette des températures d'austénitisation à la trempe de certains aciers rapides à basse teneur en éléments d'alliage**

L'article présente les recherches sur la détermination de l'influence des paramètres techniques sur la structure et les propriétés obtenues par la trempe, pour deux nuances d'aciers rapides à basse teneur en éléments d'alliage.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 250—352

CC : 531.112

Ciobanu, I. : **La détermination du coefficient de la vitesse aux attaques de coulée à un seul alimentateur**

L'article présente le mode de détermination théorique de la vitesse réelle d'alimentation et du coefficient de la vitesse dans le cas d'une attaque de coulée à un seul alimentateur. L'auteur compare les résultats théoriques aux valeurs réelles expérimentales obtenues par le modelage physique à l'eau de l'écoulement des métaux pendant la coulée.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 253—256

CD : 669.131.622 :66.046

Munteanu, Al., Găleşanu, Al. et *Ciobanu, I.*: **Essais expérimentaux sur la substitution des aciers faiblement alliés de cémentation par la fonte à graphite nodulaire soumise à la trempe isotherme**

L'article présente les essais expérimentaux executés sur des eprouvettes de traction, de fatigue et d'usure afin de substituer les aciers de cémentation dans la construction de machines par les fontes à graphite nodulaire soumises à la trempe isotherme.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 257—261

CD : 621.747

Sofroni, L. et *Cocolaş, S.* : **Technologies de fabrication des pièces coulées à consommation réduite d'énergie**

Afin de moderniser l'activité des fonderies et de réduire les consommations d'énergie, l'article analyse les technologies suivantes : l'élaboration de la fonte en cubilot à gaz méthane ; la coulée en moules rigidisés par des processus cryogéniques ; l'utilisation d'une pression réduite à la coulée en moule à vert ; le traitement physico-chimique des couches superficielles des noyaux.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 262—265

CD : 002.2 :621.81

Badea, S. : **Considérations sur l'optimisation de la fabricati des pièces matricées**

Loptimisation de la fabrication des pièces matricées implique la connaissance et l'application des méthodes qui assurent la modernisation des outillages et des technologies, la formation superieure du personnel, l'organisation de la production et du travail.

Metalurgia 40 (1988) ,nr. 5, p. 266—267

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 62.745.31:669.162.267.4

Георгиу, Ф. и *Георгиу, Илеана.:* **Повышение эффективности процесса предварительного нагрева воздуха для доменной печи, как результат соотношения между термическим и газодинамическим режимом в решетке воздухонагревателя**

Представлены возможности интенсификации процесса предварительного нагрева воздуха в воздухонагревателе на основе соотношения между термическим и газодинамическим режимом в решетке, применение предложенного метода, а также и полученные результаты на действующей установке.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 225—229

ДК: 622.782: 622.335

Власие, Н., Сергие, К. и *Кесэуан, И.:* **Соображения относительно обжига и характеризования антрацита для производства углеродистых блоков**

Работа выявляет изменение основных характеристик антрацита повышением конечной температуры обжига одновременно с сохранением постоянной температуры.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 230—233

ДК: 666.75: 546.28: 666.764.3

Сорокопуд, Л. и *Николае, Г.:* **Соображения по улучшению качества силикоалюминиевых огнеупорных изделий для сталеразливочного ковша**

Для торможения процесса разрушения огнеупорного материала, используемого при строении футеровок сталеразливочных ковшей были проведены различные исследования по оптимизации химическо-минералогических характеристик огнеупорного изделия, настаивая на компактность и размерную точность кирпичей.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 234—235

ДК: 541-8: 546.11

Ана, Л.: **Растворимость водорода в никеле, кобальте и их сплавах в жидком состоянии, расчитанная методом эквивалентности легирующих элементов. Сравнение с растворимостью в железных сплавах**

Metalurgia 40 (1988) ,nr. 5, p. 236—242

ДК: 669.018. 8

Кристеа, Лидия, Молдован, П. и *Киркэ, Д.:* **Исследования электрохимической коррозии медных сплавов с эффектом памяти формы**

Проведенные исследования на сплавах системы Cu-Zn-Al с и без добавки никеля выявили положительное влияние никеля на коррозионную стойкость сплавов, без причинения эффекта памяти формы.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 243—245

ДК: 539.389.3: 669.14.018.9

Попеску, Н., Аломан, А. и *Исак, Михиела* **Изменение механических свойств низкоуглеродистых сталей при деформационном старении**

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 246—249

ДК: 669.14.018.252.3

Шабан, Р., Сучю, М., В. и *Джеорджеску, М., Л.:* **Экспериментальные исследования влияния ниобия на величину диапазона температур аустенитизации при закалке быстрорежущей стали с низким содержанием легирующих элементов**

Работа представляет исследования по определению влияния термических параметров на структуру и свойства при закалке для двух марок быстрорежущих сталей с низким содержанием элементов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 250—252

ДК: —531.112

Чебану, И.: **Определение коэффициента скорости литника с одним питателем**

В работе представлен способ теоретического определения реальной скорости питания и коэффициента скорости литника с одним питателем. Теоретические результаты сравниваются с реальными экспериментальными значениями, полученными физическим моделированием водой текучести металлов при разливке.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 253—256

ДК: 669.131.622: 66.046

Мунтеану, А., Гэлешану, и *А. Чебану, И.:* **Экспериментальные испытания относительно замены цементуемых низколегированных сталей изотермически закаленным чугуном с шаровидным графитом**

Работа представляет экспериментальные испытания, проведенные на образцах для испытания на растяжение, усталость и износ, для замены цементуемых сталей в машиностроении изотермически закаленными чугунами с шаровидным графитом.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 257—261

ДК: 621.747

Софрони, Л. и *Коколаш, С.:* **Технологии производства отливок с низким расходом энергии**

Для усовершенствования деятельности в литейных цехах, а также и для снижения энергетических расходов в работе описаны следующие технологии: выплавка чугуна в вагранке с природным газом; отливка в придаваемых жесткости формы криогенными методами; применение создания надува при отливке в сырых формах; физико-химические обработки на поверхностные слои форм (стержней), применяемые в С.Р. Румынии.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 262—265

ДК: 002.2: 261.81

Бадеа, С.: **Соображения по оптимизации производственных партий штамповочных деталей**

Оптимизация производства штамповочных деталей вынуждает познание и применение в взаимодействии методов, обеспечивающие модернизацию оборудований и его технологий, усовершенствование квалификации рабочей силы.

Metalurgia 40 (1988), nr. 5, p. 266—267

METALURGIA 5
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Dr. ing. F. Gheorghiu
Institutul Politehnic Bucureşti
şi ing. Ileana Gheorghiu
Intreprinderea Mecanică Fină Bucureşti

Creşterea eficienţei procesului de preîncălzire a aerului pentru furnal, rezultat al corelaţiei dintre regimul termic şi gazodinamic din grătarul cauperului*

CZ : 62.745. 31 ; 669. 162.267.4

Preîncălzirea aerului pentru furnal, realizată în schimbătoare de căldură de tip regenerativ, este un proces ciclic, de acumulare — cedare de căldură de către un agent termic intermediar — zidăria refractară a grătarului preîncălzitorului.

Variaţia temperaturilor agenţilor termici gazoşi, pe înălţimea grătarului determină, în condiţiile necorelării regimului gazodinamic cu cel termic, o participare neechilibrată a grătarului la procesul de schimb de căldură, deci un grad redus de utilizare a acestuia.

Prin corelarea schimbului termic de suprafaţă cu parametrii constructivi ai grătarului (tipul cărămizii, diametrul şi numărul de canale), asigurîndu-se un regim de curgere turbulentă a gazelor pe toată înălţimea acestuia, se obţine o creştere a eficienţei economice a procesului de preîncălzire a aerului.

Realizarea unor grătare cu eficienţă crescută, pe baza acestei corelaţii, se poate extinde şi la instalaţiile în exploatare cu ocazia reparaţiilor capitale, a căror valoare se reduce în mod substanţial.

Aspecte termice

Transferul termic în grătar, corespunzător unui ciclu — încălzire şi răcire — cu duratele Z şi Z', este exprimat de relaţiile :

— perioada de încălzire :

$$Q = D \cdot \bar{c} \cdot (T_0 - T_Y) \cdot Z, \quad J/\text{perioadă} \quad (1)$$

— perioada de răcire :

$$Q' = D' \cdot \bar{c}' \cdot (T'_Y - T'_0) \cdot Z', \quad J/\text{perioadă} \quad (2)$$

Bilanţul termic global are expresia :

$$Q \cdot \eta = Q' = \bar{k} \cdot F \cdot P_m \cdot (Z + Z'), \; J/\text{perioadă} \quad (3)$$

unde $\bar{k}$ este coeficientul global de transfer termic, în W/m² grd. Valorile uzuale ale gradului de utilizare a căldurii în grătar sînt $\eta = 0{,}97 - 0{,}975$ [1] şi [2].

Bilanţul termic corespunzător fiecărei perioade a ciclului se exprimă prin :

— perioada de încălzire :

$$\eta \cdot D \cdot \bar{c} \cdot (T_0 - T_Y) \simeq \bar{h}_0 \cdot F \cdot (\bar{T} - {}^*\bar{T}) = \bar{q}_0 \cdot n \cdot Y \cdot (T - {}^*T); \quad (4)$$

— perioada de răcire :

$$D' \cdot \bar{c}' \cdot (T'_Y - T'_0) \simeq \bar{h}'_0 \cdot F \cdot ({}^*\bar{T} - \bar{T}') = \bar{q}'_0 \cdot n \cdot Y \cdot ({}^*\bar{T} - \bar{T}') \quad (5)$$

Coeficienţii globali de transfer termic $\bar{h}_0$, $\bar{h}'_0$, $\bar{q}_0$ şi $\bar{q}'_0$, corespunzînd temperaturilor medii $\bar{T} = (T_0 + T_Y)/2$ şi $\bar{T}' = (\bar{T}'_0 + T'_Y)/2$, se determină cu relaţiile [2] şi [3] :

$$\bar{h}_0 \text{ sau } \bar{h}'_0 = [(\bar{h} \text{ sau } \bar{h}')^{-1} + (\delta \cdot \varphi)/(6 \cdot \lambda \cdot d)]^{-1} \quad (6)$$

$$\bar{q}_0 \text{ sau } \bar{q}'_0 = [(\bar{q} \text{ sau } \bar{q}')^{-1} + (\delta \cdot \varphi)/(6 \cdot \lambda \cdot d)]^{-1} \quad (7)$$

în care δ este grosimea echivalentă a peretelui cărămizii pentru grătar; λ — conductivitatea termică a materialului refractar; φ — un factor care introduce influenţa inversării profilului parabolic al temperaturii peretelui cărămizii de grătar, în timpul ciclului funcţional [3], [4].

Coeficienţii de transfer termic de suprafaţă la un nivel j al înălţimii grătarului, cunoscînd debitele de fluide D şi D', numărul de canale precum şi temperaturile medii în timp T_j şi T'_j la nivelul considerat, sînt exprimaţi de relaţiile :

— perioada de încălzire (curgere turbulentă) [5], [6], [7] :

$$h_j = 1{,}092 \cdot R \cdot (D/n)^{0{,}8} \cdot T_j^{0{,}25} \cdot d^{-1{,}93} + X \cdot d^{0{,}4} \cdot E_{(T_j)}; \quad (8)$$

$$q_j = 3{,}431 \cdot R \cdot (D/n)^{0{,}8} \cdot T_j^{0{,}} \cdot d^{-0{,}93} + 3{,}141 \cdot X \cdot d^{1{,}4} \cdot E_{(T_j)}; \quad (9)$$

*) Comunicare a autorilor la cel de-al 116-lea Congres Anual al Societăţii Americane de Metalurgie (TMS of AIME, New York), Denver, Colorado, februarie, 1987.

— perioada de răcire (curgere turbulentă) [5], [6]):

$$h'_j = 0{,}984 \cdot R \cdot (D/n)^{0,8} \cdot (T'_j)^{0,25} \cdot d^{-1,93} \; ; \quad (10)$$

$$q'_j = 3{,}092 \cdot R \cdot (D/n)^{0,8} \cdot (T'_j)^{0,25} \cdot d^{-0,93} \; ; \quad (11)$$

relaţii în care:

$$X_2 = 5{,}633 \cdot 10^{-7} \cdot [\%CO_2]^{0,4} \; ;$$

$$E_{(T_j)} = (T_j^{3,2} - {}^*T_j^{3,2})/(T_j - {}^*T_j)$$

Termenul R exprimă influenţa profilului interior al canalului asupra intensităţii transferului termic, conform cercetărilor realizate de Razelos şi Paschkis [8].

Corelaţia dintre transferul termic de suprafaţă şi parametrii dimensionali ai grătarului

Corelarea transferului termic de suprafaţă cu parametrii dimensionali ai grătarului are ca scop următoarele:

I — asigurarea pe întreaga înălţime a grătarului a unui regim de curgere turbulent, în domeniul de valori ale vitezelor, uzual şi justificat economic (1,9 — 2,5 m/s la gaze şi 2,0 — — 3,5 m/s la aer) [6], [9];

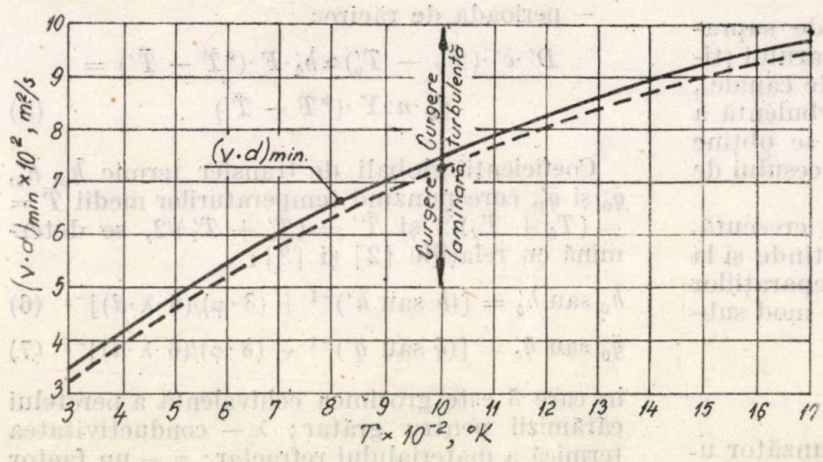


Fig. 1. Variaţia produsului $(v \cdot d)_{min}$ în funcţie de temperatura gazelor

II — intensificarea transferului termic în partea inferioară a grătarului;

III — obţinerea unor valori cît mai ridicate ale produselor $''q_0 \cdot n''$ şi $''q'_0 \cdot n''$ (4) şi (5);

IV — realizarea unui grătar echilibrat termic pe toată înălţimea sa;

V — reducerea costului grătarului.

Concret în lucrare se urmăreşte stabilirea condiţiilor care stau la baza obţinerii unor valori cît mai mari ale produsului $q'_0 \cdot n$ ($q'_0 \cdot n$ variind în consecinţă) la orice nivel j al grătarului, condiţii aplicabile oricărui tip de cărămidă pentru grătar.

Analiza sub aspect valoric a produsului $q_0 \cdot n$ a relevat influenţa majoră a variaţiei numărului de canale n, comparativ cu cea a diametrului d, asupra coeficienţilor de transfer termic şi a suprafeţei de schimb de căldură în realizarea deziderateloor de la punctul I—V.

Pe baza considerentelor prezentate, pentru determinarea secţiunii transversale a grătarului — în condiţiile corelării regimului termic cu cel gazodinamic — la tipurile de cărămizi care urmează să fie folosite, pentru $T \in [T_Y, T_0]$, se propune utilizarea şi stabilirea valorică a următorilor parametri (dependenţi de temperatură):

— numărul specific maxim de canale p_{max}, cu diametrul d, în condiţiile curgerii turbulente a gazelor, corespunzător valorilor inferioare ale domeniului de viteze ale gazelor (v = 1,9 — — 2,0 m/s) la temperatura T_0;

— aria specifică maximă a secţiunii transversale a_{max} în condiţiile menţionate mai sus.

Expresiile acestor parametri sînt următoarele:

$$p_{max} = n_{max}/D = 1{,}2732 \cdot d^{-1} \cdot (v \cdot d)^{-1}_{min}, \quad \text{buc/m}^3\text{gaz} \quad (12)$$

$$a_{max} = A_t/D = 0{,}785 \cdot p_{max} \cdot d^2 \cdot \psi^{-1}, \quad \text{m}^2/\text{m}^3\text{gaz} \quad (13)$$

în care ψ este porozitatea tipului de cărămidă utilizat; A_t — aria totală a secţiunii transversale a grătarului.

Valorile produsului $(v \cdot d)_{min}$ — curgere turbulentă a gazelor — se pot adopta, pentru orice nivel de temperatură a gazelor (fig. 1) [2].

În funcţie de tipurile de cărămizi care urmează să fie utilizate, stabilirea variantei care poate asigura, pe toată înălţimea grătarului, valori ridicate ale produsului $q_0 \cdot n$ se realizează impunînd regimul turbulent de curgere a gazelor la nivelul superior al grătarului, pe baza curbelor:

$$a_{max} = f_1(T) \quad \text{şi} \quad p_{max} = f_2(T)$$

luîndu-se în considerare temperatura T_0 a gazelor la nivelul respectiv.

Modul de aplicare

Aplicarea metodei propuse s-a realizat la proiectarea unei instalaţii de preîncălzire a aerului pentru un furnal de producere a plumbului şi

Tabelul 1

Parametrii funcționali impuși ai preîncălzitorului proiectat

Parametrul	Unitatea de măsură	Valoarea medie
Debitul de aer, D'	m^3/s	10,555
Debitul de gaze, D	m^3/s	8,118
Temperatura aerului la intrarea în grătar, T'_0	K	323
Temperatura gazelor la intrarea în grătar, T_0	K	1 373
Temperatura aerului la ieșirea din grătar, T'_Y	K	1 123
Temperatura gazelor la ieșirea din grătar, T_Y	K	473

zincului (tip ISP), instalație la care dimensionarea termică a grătarelor a fost efectuată pe calculator, pe baza datelor și a ecuațiilor prezentate în cele ce urmează.

Parametrii funcționali, impuși, ai unui preîncălzitor sînt prezentați în tabelul 1.

Compoziția chimică a gazelor de ardere este următoarea, % :

$$CO_2 - 21{,}06\,; \qquad N_2 - 75{,}39\,; \qquad O_2 - 0{,}43$$

$$\text{și} \quad H_2O - 3{,}12$$

Tipurile de cărămizi de grătar, care pot fi utilizate, sînt incluse în tabelul 2.

Curbele $a_{max} = f_1(T)$ și $p_{max} = f_2(T)$, prezentate în figura 2, au fost trasate pe baza ecuațiilor (12) și (13) pentru toate tipurile de cărămizi cuprinse în tabelul 3, în domeniul de temperaturi ale gazelor de ardere $T \in [500, 1400 \cdot K]$.

Avînd în vedere faptul că dimensionarea termică a grătarului constă în determinarea înălțimilor Y_r, corespunzătoare tipurilor de cărămizi utilizate ($r = A, B, C, D$), determinarea s-a realizat pe calculatorul numeric în baza ecuațiilor :

$$\eta \cdot D \cdot \bar{c} \cdot dT = q_0 \cdot n \cdot (T - {}^*T) \cdot dy \qquad (14)$$

$$D' \cdot \bar{c}' \cdot dT' = q'_0 \cdot n \cdot ({}^*T - T') \cdot dy \qquad (15)$$

Sensul adoptat pentru integrarea acestor ecuații este cel de curgere a aerului, adoptîndu-se, pentru stabilitatea procesului de integrare, pasul spațial de temperatură $\Delta T = 20K$.

În consecință, valoarea temperaturii gazelor la partea superioară a grătarului, determinantă în stabilirea secțiunii transversale a acestuia, în condițiile asigurării curgerii turbulente a gazelor la nivelul $(v \cdot d)_{min}$, pe toată înălțimea grătarului, este următoarea :

$$T_0 - \Delta T/2 = 1\,373 - 20/2 = 1\,363K$$

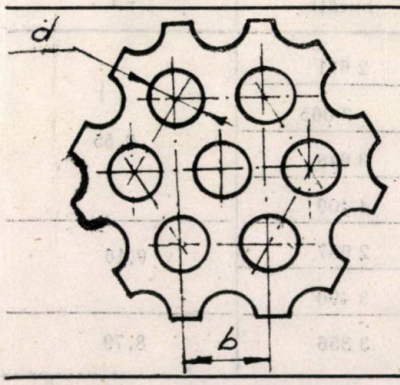
Respectînd condiția constructivă $A_t = a_{max} \cdot D = ct$ pentru toată înălțimea grătarului, pe baza nivelului de temperatură stabilit anterior ($T = 1\,363$ K), s-au determinat, (fig. 2), parametrii a_{max} și p_{max} pentru trei variante de grătar, V_1, V_2 și V_3. Utilizarea tipurilor de cărămizi pentru fiecare variantă, valorile parametrilor a_{max} și p_{max} corespunzători și ariile secțiunilor transversale sînt redate în tabelul 3.

Alegerea variantei corespunzătoare unei utilizări cît mai intensive a grătarului, deci a unui volum cît mai redus al acestuia, s-a realizat prin integrarea ecuației (14), pentru fiecare domeniu r corespunzător tipurilor de cărămizi utilizate.

Astfel, considerînd un element spațial j al înălțimii grătarului, limitat de temperaturile T_{j-1} și T_{j+1} (fig. 3), cărora le corespund temperaturile

Tabelul 1

Tipurile dimensionale ale cărămizilor hexagonale pentru grătar

Cărămida hexagonală	Parametrul	Unitatea de măsură	Tipul cărămizii : A	B	C	D
	Diametrul canalului, d	m	0,030	0,035	0,040	0,045
	Distanța dintre canale, b	m	0,050	0,055	0,060	0,065
	Porozitatea, ψ	–	0,326	0,367	0,403	0,434
	Suprafața specifică, f	m^2/m^3	43,53	41,97	40,30	38,64
	Grosimea echivalentă a peretelui, δ	m	0,0310	0,0300	0,0296	0,0293

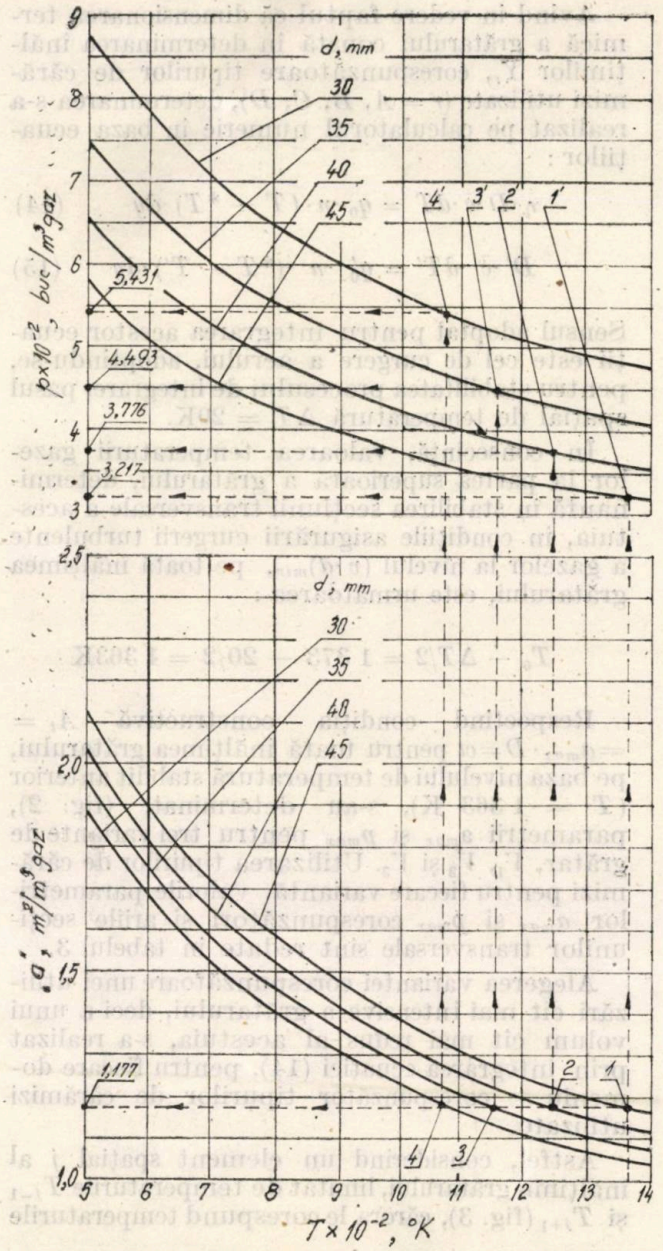


Fig. 2. Variația cu temperatura a parametrilor a_{max} și p_{max} pentru tipurile de cărămizi cuprinse în tabelul 3

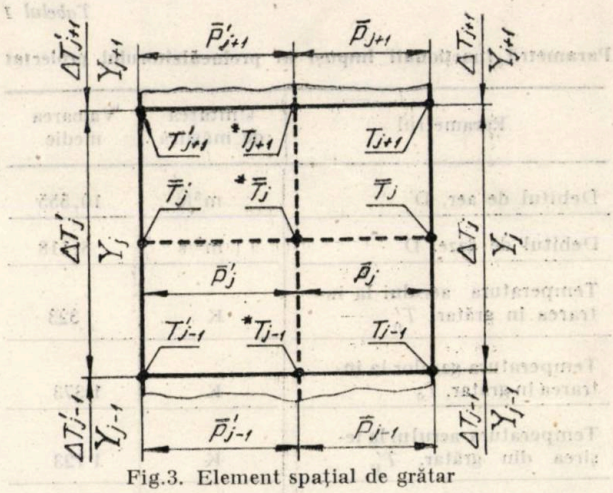


Fig.3. Element spațial de grătar

aerului T'_{j-1} și T'_{j+1}, calculabile cu ecuațiile (4)—(7), ($J = 1, 2, 3 \ldots m$) se poate determina :

$$Y_r = \sum_{J=1}^{m} (Y_j)_r = \sum_{j=1}^{m} \frac{\eta \cdot D \cdot \bar{c}_j \cdot (T_{j+1} - T_{j-1})}{(\bar{q}_0)_j \cdot \bar{P}_j \cdot n_r}, \text{ m} \quad (16)$$

În această relație, $\bar{c}_j$ este căldura specifică a gazelor de ardere la temperatura $\bar{T}_j = 0{,}5 \cdot (\bar{T}_{j-1} + T_{j+1})$; $(\bar{q}_0)_j$ — coeficientul global de transfer termic în perioada de încălzire la temperatura $\bar{T}_j$; n_r — numărul de canale cu diametrul d corespunzător domeniului r (r fiind A, B, C sau D).

Termenul $\bar{P}_j = \bar{T}_j - {}^*\bar{T}_j$ poate fi determinat cu relațiile :

$$\bar{P}_j + \bar{P}'_j = \bar{T}_j - \bar{T}'_j \quad (17)$$

$$\bar{P}_j / \bar{P}'_j \simeq (\bar{q}'_j \cdot Z') / (\bar{q}_j \cdot Z) \quad (18)$$

în care $Z \simeq Z'$ (instalație cu două preîncălzitoare).

Inițial, calcularea coeficientului global de transfer termic $(\bar{q}_0)_j$ se poate realiza dacă se acceptă că :

$${}^*\bar{T}_j \simeq 0{,}5 \cdot (\bar{T}_j + \bar{T}'_j) \text{ și } \bar{T}'_j \simeq 0{,}5 \cdot (T_{j-1} + T'_{j+1}) \quad (19)$$

Valorile obținute ale termenilor $\bar{P}_j$ și $\bar{P}'_j$ permit recalcularea temperaturii $\bar{T}_j$, deci stabilirea valorilor corectate ale termenilor $\bar{q}_j$, $\bar{P}_j$ și $\bar{P}'_j$ rezultînd în final înălțimea $(Y_j)_r$ a elementului spațial de grătar.

Parametrii a_{max}, p_{max}, n și A_t în variantele V_1, V_2, V_3 *Tabelul 3*

V_t	Domeniul de temperaturi, K	d, m	a_{max}, m²/m³ gaz	p_{max}, bucăți/m³ gaz	n, bucăți	A_t, m²
V_1	1 363—1 250	0,045	1,177	321,69	2 611	9,55
	1 250—1 160	0,040		377,56	3 065	
	1 160—1 070	0,035		449,32	3 648	
	1 070— 473	0,030		543,10	4 409	
V_2	1 363—1 250	0,040	1,128	361,84	2 937	9,16
	1 250— 473	0,035		430,60	3 496	
V_3	1 363— 473	0,035	1,083	413,43	3 356	8,79

Duratele Z și Z' ale perioadelor ciclului se determină astfel încît să se obțină valori cît mai mari ale gradului de utilizare a grătarului [2], [9], [10].

Calculele numerice realizate, pentru cele trei variante de grătar analizate, au relevat faptul că utilizarea variantei V_1 este net avantajoasă.

În figura 4 se prezintă volumul și masa grătarului conform variantei V_1 în comparație cu cele ale unui grătar al unui preîncălzitor existent, care funcționează la parametrii identici. Acesta din urmă are număr constant de canale pe toată înălțimea grătarului cu $d = 0{,}045$m

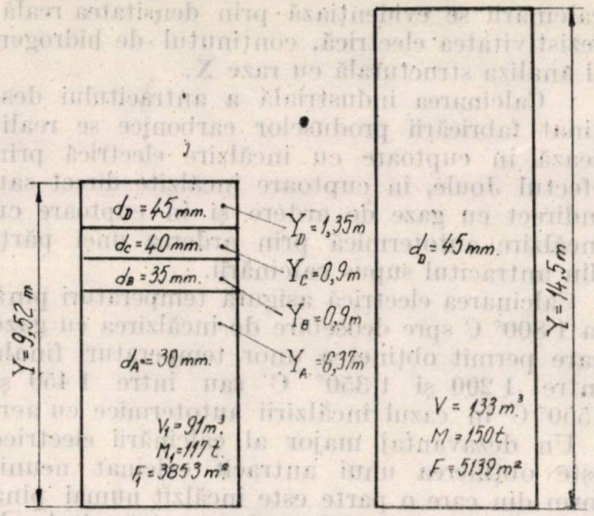


Fig.4. Volumul, înălțimea și masa grătarului corespunzătoare variantei V_1 și preîncălzitorului existent cu număr constant de canale ($d = 0{,}045$m)

Se poate observa că, realizînd aceiași parametri funcționali (temperaturi și debite ale gazelor și aerului), varianta V_1 este aproximativ cu 21% mai ieftină decît cea existentă.

Distribuția calităților de refractare pe înălțimea grătarului s-a determinat pe baza variației spațiale a temperaturilor — medii în timp — a agenților termici — gaze, aer și zidărie — prin integrarea ecuațiilor (14) și (15), separat pe fiecare domeniu r, conform celor prezentate anterior.

Se face observația că metoda propusă este aplicabilă și la preîncălzitoarele de aer care se află deja în exploatare, la care, cu ocazia reparației generale a grătarului, se poate realiza reproiectarea acestuia în condițiile menținerii mantalei metalice existente.

Astfel, prin creșterea participării grătarului la schimbul termic, se poate obține, alternativ, creșterea capacității preîncălzitoarelor, creșterea temperaturii aerului furnizat și reducerea costului grătarului.

Concluzii

Elementele teoretice și practice prezentate mai sus, privind corelația schimbului termic de suprafață și parametrii dimensionali ai grătarului au următoarele consecințe favorabile:

— proiectarea unor grătare echilibrate termic, pe toată înălțimea, capabile să asigure valori superioare ale intensității transferului de căldură, în condiții gazodinamice acceptabile din punct de vedere economic;

— obținerea unei reduceri a costului grătarului față de cele obținute prin dimensionarea pe baza metodelor utilizate în mod uzual;

— utilizarea judicioasă a produselor refractare pentru realizarea grătarului;

— posibilitatea de aplicare la orice tip de cărămidă pentru grătar;

— doparea preîncălzitoarelor în exploatare, cu minimum de cheltuieli.

NOTAȚII FOLOSITE ÎN ARTICOL:

D, debitul gazelor de ardere, m³/s;
D', debitul de aer, m³/s;
T_0, temperatura gazelor de ardere la intrarea în grătar (media în timp), K;
T_Y, temperatura gazelor de ardere la ieșirea din grătar (media în timp), K;
$\bar{c}$, căldura specifică medie a gazelor de ardere, J/m³grd;
$\bar{c}'$ căldura specifică medie a aerului, J/m³ grd;
T'_0, temperatura aerului la intrarea în grătar (media în timp), K;
T'_Y, temperatura aerului la ieșirea din grătar (media în timp), K;
P_m, diferența medie logaritmică de temperatură, grd;
F, aria suprafeței de schimb termic a grătarului, m²;
h_0, coeficientul global al transferului de căldură (perioada de încălzire), W/m²grd.;
h'_0, coeficientul global al transferului de căldură (perioada de răcire), W/m² grd;
q, coeficientul liniar al transferului de căldură (perioada de încălzire), W/m.grd;
q', coeficientul liniar de transfer de căldură (perioada de de răcire), W/mgrd;
h, coeficientul de transfer termic de suprafață (perioada de încălzire), W/m²grd;
h', coeficientul de transfer termic de suprafață (perioada de răcire), W/m²grd;
$*T$, temperatura medie a cărămizii grătarului, K;
Y, înălțimea grătarului, m;
n, numărul de canale, bucăți;
d, diametrul hidraulic echivalent al canalului, m.

BIBLIOGRAFIE

[1] Hollstein, C.: *Dopage ou accroissement de la capacité des cowpers.* În: *Revue de Métallurgie, Franța*, nr. 1, 1980, p. 1—11.

[2] Gheorghiu, F.: *Contribuții la dimensionarea, construcția și exploatarea preîncălzitoarelor de aer tip cauper.* Teză de doctorat, I.P.B., 1984, p. 54—64.

[3] Hausen, H.: *Vervollständigte Berechnung des Wärmeaustausches in Regeneratoren, VDI, Z. Ver. Dt. Ing.*, R.D.G., nr. 2, 1942, p. 31—43.

[4] Butterfield, P. ș.a.: *Hot blast stoves.* In: JISI, Anglia, 201, 1963, p. 197—508.

[5] Böhm, H.: *Versuche zur Ermittlung der konvektiven Wärmeübergangszahlen an gemauerten engen Kanalen.* În: *Arch. für das Eisenh. R.F.G.*, nr. 6, 1932—1933, p. 423—431.

[6] Gheorghiu nr. F.: *Aspecte generale și specifice ale dimensionării termice a grătarelor preîncălzitoarelor de aer tip cauper.* În: *Metalurgia, R.S.R.*, 38, nr. 7, 1986, p. 323—327.

[7] Schack, H.: *Der industrielle Wärmeübergang*, Stahl-Eisen Verlag, Düsseldorf, 1957.

[8] Razelos, P. and Paschkis, V.: *The thermal design of blast furnace stove regenerators.* În: *Iron Steel Eng., S.U.A.* nr. 45, (8) 1968, p. 81—116.

[9] Sanna, D.: *Aperçu sur l'optimisation des cowpers a haute température*, În: *C.I.T du C.D.S., Franța*, nr. 10, 1969, p. 2227—2247.

[10] Willmott, A., I.: *Simulation of a thermal regenerator under conditions of variable mass flow.* În: *Int. J. Heat Mass Transfer. Anglia*, nr. 11, 1968, p. 1105—1116.

Contribuții privind calcinarea și caracterizarea antracitului pentru fabricarea blocurilor carbonice

Ing. N. Vlasie, fiz. C. Serghie
și ing. L. Chesăuan
ICEM

CZ : 622.782 :622.335

Antracitul calcinat este considerat, în prezent, ca fiind cel mai bun și cel mai economic material de bază pentru producerea blocurilor carbonice folosite la înzidirea furnalelor.

Alte materii prime care se utilizează în acest scop, singure sau în amestec cu antracitul, sînt cocsul metalurgic, cocsul de petrol calcinat, cocsul de smoală grafitat, parțial sau total și electrografitul [1].

Calcinarea antracitului s-a dovedit necesară avîndu-se în vedere că această operație determină nivelul calitativ al produselor finite prin creșterea densității aparente, reducerea porozității, scăderea rezistivității electrice și creșterea densității reale. Aplicarea calcinării asigură stabilitatea dimensională a blocurilor carbonice la utilizarea acestora în furnale.

Sub acțiunea căldurii în antracit se produc următoarele procese fizice și chimice :

— între 100 și 300° C se elimină umiditatea pe suprafață și umiditatea higroscopică ;

— între 300 și 700° C compușii pe bază de carbon se descompun eliminîndu-se materiile volatile ; structura antracitului se transformă prin formarea sistemului de pori ;

— între 700 și 1 000° C are loc degajarea hidrogenului care este însoțită de modificarea rețelei cristaline rezultînd o contracție de volum și creșterea densității reale ;

— între 1 000 și 1 500° C are loc degajarea parțială a sulfului și continuă contracția de volum [3].

Dezvoltarea structurii grafitice începe la 1 500° C iar prezența acesteia inhibă fenomenul de umflare care se manifestă în cursul tratamentelor termice ulterioare (efectul puffing) [6].

Modificarea structurii antracitului în urma calcinării se evidențiază prin densitatea reală, rezistivitatea electrică, conținutul de hidrogen și analiza structurală cu raze X.

Calcinarea industrială a antracitului destinat fabricării produselor carbonice se realizează în cuptoare cu încălzire electrică prin efectul Joule, în cuptoare încălzite direct sau indirect cu gaze de ardere și în cuptoare cu încălzire autotermică prin arderea unei părți din antracitul supus calcinării.

Calcinarea electrică asigură temperaturi pînă la 1 800° C spre deosebire de încălzirea cu gaze care permit obținerea unor temperaturi finale între 1 200 și 1 350° C sau între 1 450 și 1550° C în cazul încălzirii autotermice cu aer.

Un dezavantaj major al calcinării electrice este obținerea unui antracit calcinat neuniform din care o parte este încălzit numai pînă la 1 200° C fiind astfel similar cu antracitul calcinat în cuptoare cu gaz, iar o altă parte este supusă unor temperaturi excesive care depășesc 2 000° C și se grafitează parțial [6]. Aceste granule grafitate, deși reduc efectul puffing, influențează negativ proprietățile mecanice și reduc rezistența căptușelii carbonice la eroziunea fontei lichide.

O soluție pentru această problemă oferă firma SAVOIE din Franța care a dezvoltat o nouă tehnologie de calcinare electrică a antracitului la temperatură înaltă [2], aplicînd recircularea prin încărcătura cuptorului a gazelor rezultate din proces. Se obține o îmbunătățire substanțială a omogenității temperaturii în masa de

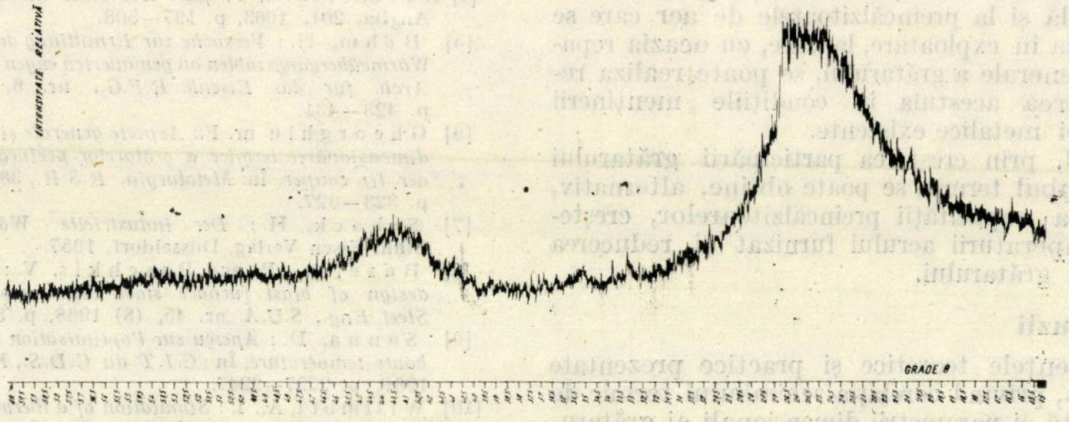


Fig.1. Antracitul tip A calcinat electric la 1 200°C cu palier de două ore

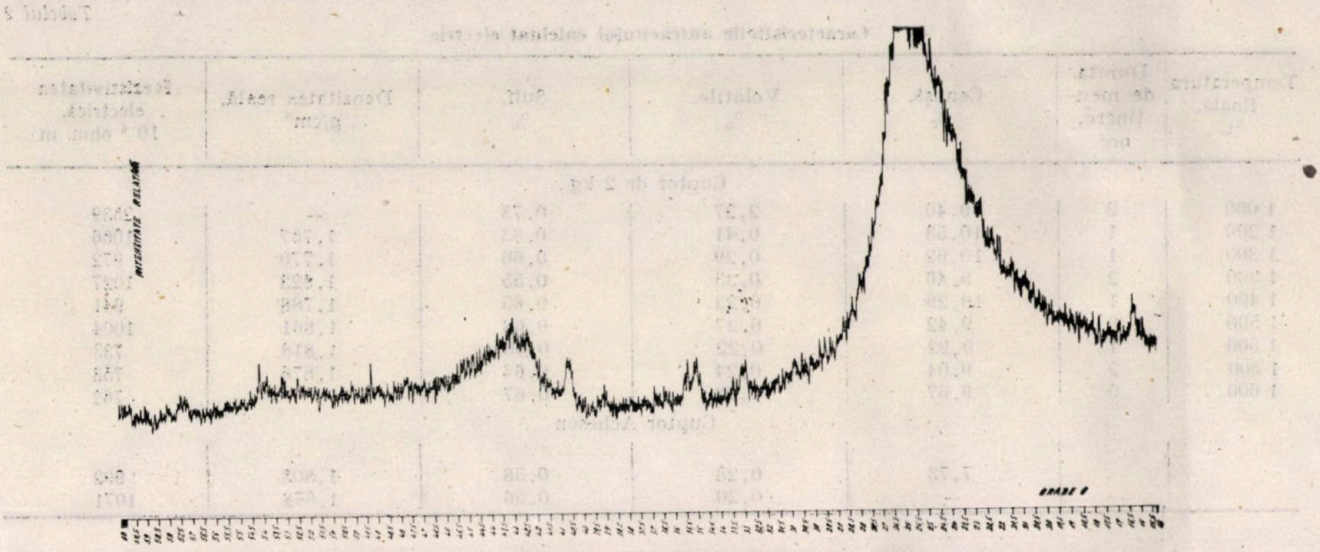


Fig. 2. Antracitul tip A calcinat electric la 1 500°C cu palier de două ore

antracit și o importantă economie de energie electrică. Astfel, obținerea termoantracitului prin încălzire electrică revine din nou în actualitate.

Experimentări și rezultate

Pentru stabilirea variantei optime de calcinare a antracitului s-a experimentat calcinarea acestuia în următoarele variante:

— cuptor de laborator cu încălzire electrică;
— cuptor cu cameră încălzită indirect;
— cuptoare industriale: rotativ și Acheson.

În toate aceste variante s-a utilizat antracit brut tip A ale cărui caracteristici sînt prezentate în tabelul 1 comparativ cu antracitul brut tip B și C.

Calcinarea antracitului brut în fază de laborator s-a făcut într-un cuptor electric cu rezistență tubulară din grafit avînd diametrul de 100/80 mm și lungimea de 500 mm. În interiorul acestei rezistențe a fost introdusă proba de antracit brut în cantitate de 2,5 kg și termoelementele pentru măsurarea temperaturii. Cuptorul a fost alimentat de la un redresor care furniza 2 500 amperi la tensiunea maximă de 12 volți. Temperatura prescrisă a fost atinsă în 90—120 de minute după care probele au fost menținute în palier timp de una, două ore începîndu-se răcirea imediat.

În tabelul 2 sînt prezentate caracteristicile antracitului calcinat în cuptorul electric de laborator și în cuptorul industrial tip Acheson.

Din datele analizei tehnice nu rezultă modificarea conținutului de cenușă o dată cu creșterea temperaturii finale peste 1 300° C.

Conținutul de materii volatile nu se reduce semnificativ între 1 300 și 1 500° C Conținutul de sulf se menține, de asemenea, practic constant în acest interval de temperaturi ceea ce arată că nu are loc o desulfurare pînă la 1 500° C.

Densitatea reală crește apreciabil o dată cu creșterea temperaturii, ajungînd la valori între 1,80 și 1,85 g/cm³ în domeniul temperaturilor cuprinse între 1 300 și 1 500° C.

Rezistivitatea electrică scade o dată cu temperatura și cu durata menținerii în palier, ajungînd la valori de $750 \cdot 10^{-6}$ ohm. În acest mod, se evidențiază efectul influenței creșterii temperaturii asupra rezistivității electrice, care este o caracteristică de control privind calitatea antracitului calcinat.

Valorile mai ridicate ale rezistivității electrice, obținute în cazul antracitului calcinat în cuptorul electric industrial, nu pot fi explicate decît ca efect al unei încălziri neuniforme.

Tabelul 1

Caracteristicile antracitului brut

Proba	Analiza tehnică, %				Densitatea reală, g/cm³	Rezistivitatea electrică, 10^{-6} ohm · m
	Umiditate	Cenușă	Volatile	Sulf		
A	4,22	10,70	3,62	0,69	1,687	> 100 000
A	2,75	9,83	3,90	0,99	1,636	> 100 00
B	2,46	8,42	5,10	0,68	1,536	> 100 000
C	4,43	9,39	2,80	1,87	1,666	63 100

Tabelul 2

Caracteristicile antracitului calcinat electric

Temperatura finală, °C	Durata de menținere, ore	Cenușă, %	Volatile, %	Sulf, %	Densitatea reală, g/cm³	Rezistivitatea electrică, 10^{-6} ohm. m
			Cuptor de 2 kg			
1 000	2	9,40	2,27	0,73	—	2539
1 200	1	10,53	0,41	0,83	1,767	1066
1 300	1	10,62	0,29	0,66	1,770	972
1 300	2	9,46	0,33	0,55	1,823	1027
1 400	1	10,29	0,23	0,65	1,788	941
1 500	0	9,42	0,27	0,68	1,861	1004
1 500	1	9,92	0,22	0,60	1,818	733
1 500	2	9,04	0,24	0,64	1,876	753
1 600	0	9,67	0,28	0,67	—	762
			Cuptor Acheson			
		7,73	0,28	0,58	1,808	992
		—	0,20	0,56	1,878	1071

Tabelul 3

Caracteristicile antracitului calcinat în cuptoare încălzite cu gaz

Durata încălzirii, *h*	Conținutul de cenușă, %	Materii volatile, %	Sulf total, %	Densitatea reală, g/cm³	Rezistivitatea electrică, 10^{-6} ohm. m
		Cuptor de 300 kg			
6	7,77	2,58	0,84	1,631	3508
8	8,80	1,00	—	1,786	2772
10	9,14	1,17	0,95	1,736	1949
12	10,15	0,41	1,23	1,804	1370
14	8,43	0,93	0,86	1,784	—
16	8,67	0,27	1,06	1,763	1560
		Cuptor rotativ de 7 t/h			
	7,67	0,72	0,71	1,802	1095

Experimental, calcinarea antracitului s-a realizat prin încălzire indirectă într-un cuptor de cocsificare cu cameră de 1 000 × 1 000 × × 300 mm. Camera cuptorului a fost încălzită cu gaze de ardere pe cei doi pereți laterali. S-au efectuat calcinări cu diferite durate de menținere în cuptor, la temperaturi cuprinse între 1 200 și 1275° C măsurate în gazele de ardere. Antracitul brut a fost înfurnat în casete metalice pe șarje de 60 kg care s-au încărcat în cuptorul cald. Casetele descărcate din cuptor, la temperatura finală, au fost răcite imediat cu apă.

În tabelul 3 sînt prezentate caracteristicile antracitului calcinat în varianta cu încălzire indirectă în cuptor de cocsificare de 300 kg și într-un cuptor rotativ de calcinare de 7 t/h.

Caracterizarea antracitului, rezultat după calcinare în aceste variante, arată că modificarea conținutului de materii volatile scade semnificativ o dată cu creșterea duratei de menținere în cuptor .Conținutul de sulf prezintă variații reduse, nesemnificative, densitatea reală crește de la 1,63 g/cm³ pînă la 1,80 g/cm³, iar rezistivitatea electrică scade o dată cu creșterea duratei de menținere în cuptor, ajungînd la 1 400—1 500 $\cdot 10^{-6}$ ohm.m.

Valorile rezistivității electrice obținute astfel sînt totuși nesatisfăcătoare dacă se urmărește nivelul calitativ impus de consumatori, care solicită rezistivități sub 1 000 $\cdot 10^{-6}$ ohm.m.

În afara determinărilor prezentate anterior, asupra antracitului brut și calcinat s-au mai efectuat determinări de rezistență mecanică, analize granulometrice și analize structurale cu raze X. Determinarea rezistenței mecanice și a gradului de măcinabilitate s-a efectuat cu ajutorul unei tobe de tip Nedelmann pe durate de un minut și de cinci minute la antracitul brut și calcinat.

Tabelul 4

Rezistența mecanică și roaderea la antracitul brut

Proba	După un min, %		După 5 min, %	
	+ 5 mm	— 1 mm	+ 5 mm	— 1 mm
A	40,7	14,3	10,0	36,0
A	40,5	15,3	11,2	38,4
B	36,7	16,8	6,7	38,6
C	32,7	19,4	8,5	40,5

În tabelele 4 și 5 sînt prezentate valorile rezistenței mecanice (fracția + 5 mm) și ale roaderii (fracția — 1 mm), pentru antracitul brut și pentru antracitul tip A după calcinare în variantele descrise anterior.

Tabelul 5

Rezistența mecanică și roaderea la antracitul tip A calcinat

Condiții de calcinare	După 1 min, %		După 5 min, %	
	+ 5 mm	− 1 mm	+ 5 mm	− 1 mm
Cuptor de 300 kg (6 ore)	30,3	14,2	4,0	27,0
Cuptor de 300kg (10 ore)	34,3	14,4	10,1	33,3
Cuptor de 300kg (14 ore)	41,0	12,3	15,0	29,0
Cuptor electric de 2kg, 1 200°C	35,0	13,0	11,0	33,8
Cuptor electric de 2kg, 1 300°C	40,0	14,5	14,0	31,0
Cuptor electric de 2kg, 1 400°C	40,2	18,9	12,3	29,4
Cuptor electric de 2kg, 1 500°C	46,2	14,5	15,8	39,1
Cuptor electric de 2kg, 1 500°C	45,2	11,5	16,0	32,3
Cuptor electric de 2kg, 1 500°C	57,2	15,6	16,2	39,6
Cuptor rotativ de 7t/h, 1 350°C	48,5	18,0	15,2	42,8
Cuptor Acheson	51,5	17,0	16,7	42,8

Comparativ cu antracitul brut, se observă că rezistența mecanică determinată la un minut și la cinci minute prezintă o îmbunătățire în cazul antracitului calcinat în cuptor cu cameră la 1 000° C cu durate de 14 și 16 ore, precum și în cazul antracitului calcinat la temperaturi peste 1 300° C în cuptor electric de laborator și în cuptoare industriale.

Rezultă că prin calcinare în condițiile menționate, rezistența mecanică a antracitului crește o dată cu temperatura și cu durata de menținere în palier. La toate determinările efectuate modificarea roaderii a fost nesemnificativă.

Analizele granulometrice, efectuate asupra antracitului brut și calcinat în cuptor electric, au arătat că nu intervine practic mărunțirea sau aglomerarea granulelor de antracit în condițiile de calcinare menționate mai sus. Mărunțirea a intervenit numai în cazul antracitului calcinat industrial în cuptor rotativ.

Modificarea structurii antracitului prin calcinare a fost studiată, de asemenea, prin difracția razelor X cu ajutorul unui aparat de tip HZG 4A/2 care a fost etalonat în prealabil cu cristal de siliciu și cu pulbere de siliciu. Se dau, comparativ, două difractograme trasate la antracitul tip A calcinat în cuptor electric la 1 200 și la 1 500° C, ambele cu palier de două ore la această temperatură.

Difractogramele arată că ordonarea avansată a planelor structurii cristaline apare la temperaturi peste 1 300° C, această ordonare crescînd în continuare o dată cu temperatura. Ordonarea rețelei cristaline se evidențiază atît prin creșterea accentuată a picului principal (002) care se dublează la 1 500° C cît și prin apariția picurilor secundare specifice celorlalte direcții de cristalizare.

Concluzii

Cercetările efectuate au confirmat necesitatea ca antracitul destinat fabricării blocurilor de furnal să fie calcinat în prealabil în cuptor electric la temperaturi între 1 400 și 1 500° C.

Caracteristicile antracitului calcinat la aceste temperaturi sînt îmbunătățite semnificativ prin creșterea în continuare a densității reale la valori peste 1,800 g/cm^3 și prin scăderea rezistivității electrice la valori sub. $1\,000 \cdot 10^{-3}$ ohm.m concomitent cu dezvoltarea structurii cristaline ordonate.

Rezultă, de asemenea, că menținerea antracitului timp de una, două ore, la temperatura finală de calcinare, este avantajoasă contribuind la uniformizarea temperaturii și la îmbunătățirea caracteristicilor de bază.

BIBLIOGRAFIE

[1] Evans, J.,L.: *Tendințe privind căptușelile refractare și proiectarea furnalelor.* În: The Refractories Journal, Anglia, 1971, p. 6—23.

[2] Bernard, J.,C. ș.a.: *Calcinarea electrică a antracitului, o nouă tehnologie.* În: AIME, S.U.A., 1987.

[3] Vikulov, A., S. ș.a.: *Obținerea termoantracitului pentru electrozi în cuptoare cu cuvă.* În: Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 7, 1983, p. 14—16.

[4] Slobodskoi, S., A. ș.a.: *Despre utilizarea rezervelor pentru producția termoantracitului.* În: Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 10, 1986, p. 24—6.

[5] Vikulov, A., S. ș.a.: *Perfecționarea controlului regimului tehnologic la fabricarea termoantracitului pentru electrozi.* În: Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 1, 1986, p. 23—24.

[6] Mantell, Ch., L.: *Carbon and Graphite Handbook*, S.U.A. 1968.

Contribuții privind îmbunătățirea calității produselor refractare silico-aluminoase pentru oale de turnare a oțelului

Ing. L. Sorocopud și ing. Gh. Nicolae
C.C.P.R. Brașov

CZ : 666.76 :546.28 :666.764.3

Problema comportării în funcționare a căptușelilor refractare pentru oalele de turnare a oțelului a preocupat de multă vreme cercuri largi de specialiști din industria siderurgică și refractară, rămînînd și în prezent deosebit de actuală.

Este cunoscut faptul că în siderurgie și, în special, în cazul oalei de turnare a oțelului, principalul factor distructiv asupra produsului refractar îl constituie coroziunea datorită atacului termochimic al zgurelor și al metalului topit. Aceasta acționează asupra liantului, fiind urmată de eroziunea agregatului grosier al materialului refractar care este detașat din textura produsului.

Pentru frînarea procesului de degradare a materialului refractar utilizat la construcția căptușelilor oalelor de turnare, s-au efectuat numeroase studii privind optimizarea compoziției chimico-mineralogice și îmbunătățirea caracteristicilor fizico-mecanice ale produsului refractar insistîndu-se, în special, asupra compactității, îmbunătățirii geometriei și a preciziei dimensionale a cărămizilor prin utilizarea unor mortare speciale.

Deși în ultima vreme, oala de turnare este tot mai intens solicitată, nu numai ca utilaj de transport și turnare, ci și ca agregat de finalizare a procesului de elaborare a oțelului în afara cuptorului, anumite principii de bază referitoare la calitatea materialului refractar își păstrează întru totul valabilitatea.

Astfel :

— alegerea corectă a tipului de material refractar în funcție de solicitările reale din exploatare constituie o condiție de bază fiind cunoscut faptul că, pînă în prezent, nu a fost realizat un material refractar cu utilizare universală;

— o textură cu compactitate mare și porozitate minimă, formată din pori cu diametrul cît mai mic, este indicată deoarece zgurele și metalul topit nu pătrund în porii cu dimensiuni sub cinci microni;

— o geometrie corectă și o precizie dimensională bună precum și o ușoară tendință de mărire a volumului cărămizilor în timpul funcționării au efect pozitiv prin închiderea mai bună a rosturilor de înzidire;

— utilizarea unui mortar de înaltă calitate contribuie, de asemenea, la îmbunătățirea comportării căptușelii refractare.

Lucrarea prezintă unele rezultate privind îmbunătățirea comportării în exploatare a produselor refractare obținute prin :

— optimizarea compoziției chimico-mineralogice în sensul măririi rezistenței la coroziune a fracției liante fin granulare, peste rezistența fracției grosier granulare;

— realizarea unor produse cu pori foarte fini în vederea limitării pătrunderii agentului agresiv în masa cărămizii;

— asigurarea unei ușoare tendințe de dilatare a cărămizilor la temperatură înaltă și a mortarului special utilizat la înzidire, obținînd astfel o bună etanșare a zidăriei.

Compoziția de fabricație a fost stabilită în așa fel încît porozitatea produselor să fie foarte fină, iar la încălzire produsul să înregistreze o ușoară dilatare.

În acest mod au fost realizate, în cursul anului 1987, în condiții industriale, două loturi de cărămizi pentru oalele de turnare, simbolizate D79—CK și D82—CK și un mortar M38—CK, care au fost testate cu rezultate bune.

Tabelul 1

Caracteristicile produselor experimentale comparativ cu cele ale produselor de referință

Indicatori	Cărămizi			Mortar	
	Produs de referință, D82	Produs de referință, D79-CK	D-82-CK	Produs de referință	Produs de cercetare
Conținutul de Al_2O_3, %	64,18	55,75	57,02	42,00	38,92
Conținutul de Fe_2O_3, %	1,8	1,72	1,65	—	0,96
Porozitatea aparentă, %	22	25,7	28,00	—	—
Rezistența la compresiune, daN/cm²	320	325	210	—	—
Temperatura începutului de deformare sub sarcină de 2daN/cm², °C	1 480	1 530	1 620	—	—
Variația liniară maximă, %	—0,4 la 1 480°C	40,1 la 1 550°C	+0,3 la 1 550°C		10,2 la 1 550°C

Tabelul 2

Indicatorii tehnico-economici la fabricația produselor

Indicatori, %	Produse de referință, D82	Produse experimentale	
		D79-CK	D82-CK
Consumul specific de alumină calcinată pe tona de produs	100	40	78
Consumul specific de combustibil pe tona de produs	100	66	63
Consumul specific de energie electrică pe tona de produs	100	68	70

Din datele tabelului 1 rezultă, pentru produsele cercetării, temperaturi de deformare sub sarcină mult superioară produsului de referință, în condițiile unui conținut global de Al_2O_3 mai redus.

Această creștere a temperaturii începutului de deformare sub sarcină ilustrează elocvent surclasarea calitativă a produsului refractar, iar variația liniară pozitivă a dimensiunilor favorizează utilizarea sa la căptușirea oalelor de turnare a oțelului.

Fabricația produselor se poate realiza în condițiile tehnologice ale I.P.R. Pleașa și prezintă avantaje tehnico-economice importante, exprimate prin reducerea consumului de alumină calcinată și a consumurilor energetice, conform tabelului 2.

Tabelul 3

Indicatorii privind eficiența produselor folosite la oala de 65t de la C.O.S.T.

Indicatori, %	Lotul I		Lotul II	
	Produs de referință, D82	Produs de cercetare, D79-CK	Produs de referință, D82	Produs de cercetare, D82-CK
Durabilitatea: numărul de șarje pe campanie	12,57 100	17,57 140	13,25 100	19 143
Consumul specific de refractare: kg/t oțel	13,51 100	9,66 72	13,19 100	9,20 70
Consumul relativ de întrebuințare la tona de oțel	100	59	100	75
Eficiența ecomonică	1,00	2,26	1,00	1,86

Utilizarea produselor cercetate la căptușirea oalelor de turnare a oțelului este avantajoasă datorită costului de întrebuințare mai redus și durabilității mai mari a acestora, ceea ce duce la o eficiență relativ mărită, după cum a rezultat în urma testării produselor la C.O.S. Târgoviște.

Rezultatele bune obținute justifică continuarea experimentărilor industriale în cantități sporite și urgentarea omologării produselor cercetate, fabricarea și utilizarea curentă a acestora putînd aduce importante economii

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 24, 1987

Relatare privind Ziua siderurgiștilor din R.F.G., 1987, p. 1131. — Din activitatea Uniunii siderurgiștilor din R.F.G., p. 1144 Omul poate construi mașini inteligente?, p. 1148. — Automatizarea proceselor și prelucrarea informațiilor din punct de vedere al conducerii întreprinderii, p. 1153 — Tehnica de informare și comunicare ca sistem integrat total, p. 1159 — Automatizarea (CIM) în oțelăriile firmei Hoesch Stahl AG — Tehnica de fabricație și conducere a exploatării, p. 1167 — Efectele automatizării și prelucrării informației asupra rezultatelor de producție, p. 1173 — Nou sistem compact de acumulare pentru instalațiile de transport cu bandă, p. 1179 — Piața Comună — formarea și rolul său, p. 1181.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 25,26, 1987

75 de ani de oțel inoxidabil, p. 1187 — Metalurgia de topire a oțelului inoxidabil, p. 1197 — Turnarea și solidificarea oțelului inoxidabil, p. 1205 — Comportarea chimică și electrochimică a oțelului inoxidabil, p. 1220 — Bandă laminată la cald și bandă laminată la rece din oțel inoxidabil, p. 1221 — Țevi din oțel inoxidabil, p. 1229 — Produse lungi din oțel inoxidabil, p. 1233 — Piese forjate din oțel inoxidabil, p. 1239 — Piese turnate din oțel inoxidabil, p. 1247 — Simularea deformabilității tablei inoxidabile și dezvoltarea unui nou tip de oțel feritic cu crom, p. 1257 — Tablă subțire cu suprafața acoperită, p. 1267 — Noua instalație de zincare electrolitică a firmei Thyssen Stahl AG, p. 1269 — 20 de ani ai Asociației europene de acoperire a tablei (European Coil Coating Association), p. 1273 — Centrul de informare „Oțel superior inoxidabil". Activitatea de marketing în domeniul oțelului inoxidabil, p. 1275.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 10, 1987

Aspecte privind înlocuirea cocsului pentru turnătorie, cu combustibili gazoși, p. 299 — KO 2000 — primul cubilou încălzit cu gaz din R.D. Germană, p. 303 — Contribuții la determinarea comportării metalurgice a anumitor tipuri de cocs, la topirea în cubilou, p. 305 — Comportarea la solidificare a pieselor turnate centrifugal, din din fontă cu grafit lamelar — Partea a 2-a: încercări efectuate în R.D.G., p. 312 — Optimizarea cheltuielilor pentru energie ale procedeelor de topire în cuptoarele cu creuzet cu inducție de frecvență industrială, p. 318 — Influența elementelor de aliere: mangan, fier și nichel asupra structurii și proprietăților aliajelor de turnătorie pe bază de CuAl, p. 320.

Solubilitatea hidrogenului în nichel, cobalt și aliajele acestora în stare lichidă, calculată prin metoda echivalenței elementelor de aliere. Comparație cu solubilitatea în aliaje feroase

Dr. ing. L. Apa

Z t 541-8 :546.11

Într-o serie de lucrări anterioare [1], [2], [3] s-a prezentat modul de calcul al solubilității hidrogenului prin metoda echivalenței acțiunii elementelor de aliere asupra solubilității pentru aliajele feroase (oțeluri). În lucrare se urmărește aplicarea aceleiași metode pentru nichel, cobalt și unele aliaje ale acestora și găsirea unei metode unice pentru seria de elemente ale subgrupei a VIII-a: Fe; Co; Ni.

1. După cum s-a mai arătat, solubilitatea $\varkappa^{Yi}_{X(Me)}$ a unui gaz X în solventul de bază Me rezultă din raportul:

$$\varkappa^{Yi}_{X(Me)} = \frac{\overset{\circ}{\varkappa}_{X(Me)}}{\gamma^{Yi}_{X(Me)}}$$

adică:

$$\ln \varkappa^{Yi}_{X(Me)} = \ln \overset{\circ}{\varkappa}_{X(Me)} - \ln \gamma^{Yi}_{X(Me)} \qquad (1)$$

în care $\overset{\circ}{\varkappa}_{X(Me)}$ este solubilitatea gazului în solventul de bază Me, iar $\gamma^{Yi}_{X(Me)}$ — coeficientul de activitate al gazului X în aliajul Me—Yi, Yi fiind elementul de adaos (elementul de aliere).

Solubilitatea hidrogenului în metalul de bază pur este funcție de temperatură și presiune. Calculele care urmează se referă la temperatura de 1 600° C și presiunea de 1 atm. Pentru valoarea solubilității hidrogenului în metalele pure, se găsesc în literatura de specialitate multe date, care însă nu coincid în unele cazuri. Pentru solubilitatea hidrogenului în fier, nichel și cobalt ținînd seamă de lucrările mai recente [4], [5], s-au considerat ca cele mai probabile următoarele valori:

$$\overset{\circ}{\varkappa}_{H(Fe)} = 1{,}395 \times 10^{-3}; \quad \overset{\circ}{\varkappa}_{H(Co)} = 1{,}295 \times 10^{-3};$$

$$\overset{\circ}{\varkappa}_{H(Ni)} = 2{,}546 \times 10^{-3}$$

toate exprimate în fracții molare.

Coeficientul de activitate $\gamma^{Yi}_{X(Me)}$ poate fi obținut prin metoda clasică propusă de C. Wagner [6], prin dezvoltare în serie Taylor*) sau poate fi calculată prin metoda echivalenței acțiunii elementelor de aliere.

Metoda din urmă se bazează pe faptul că, pentru două sisteme ternare: Me—Yi—X și Me—Ye—X avînd același coeficient de activitate γ_X, raportul concentrațiilor elementelor de aliere y_i/y_E rămîne constant pentru o gamă largă a concentrațiilor:

$$\left|\frac{y_E}{yi}\right|_{\gamma X(Mo)=const.} = \left[k^{Yi}_{X(Me)}\right]_E \qquad (2)$$

Pentru un calcul orientativ [1], exprimarea logaritmului coeficientului de activitate pentru concentrații moderate ale elementului de aliere se poate limita la primul termen al seriei:

$$\ln \gamma^{Yi}_{X(Me)} = \left|\frac{\partial \gamma^{Yi}_{X(Me)}}{\partial y_i}\right|_{yi \to 0} \cdot y_i = \varepsilon^{Yi}_{X(Me)} \cdot y_i \qquad (3)$$

în care $\varepsilon^{Yi}_{X(Me)}$ reprezintă parametrul de interacțiune de ordinul întîi (acțiunea elementului de aliere Yi asupra gazului X dizolvat în metalul de bază Me), iar y_i — concentrația lui Yi exprimată în fracții molare.

Din relația (2) rezultă că, adoptînd în mod convențional un element oarecare Ye ca element de referință, concentrațiile tuturor celorlalte se pot calcula în funcție de primul, asociindu-le un factor de echivalență $[k^{Yi}_{X(Me)}]_E$, care, conform figurii 1, este:

$$\left[k^{Yi}_{X(Me)}\right]_E = \left|\frac{y_E}{y_i}\right|_{\gamma X(Me)=const.} = \frac{\varepsilon^{Yi}_{X(Me)}}{\varepsilon^{E}_{X(Me)}} \qquad (4)$$

De aici, concentrația elementului Yi exprimată în echivalent se obține astfel:

$$y_E = \left[k^{Yi}_{X(Me)}\right]_E \cdot y_i \qquad (5)$$

Pentru calculele care urmează, privind solubilitatea hidrogenului în aliaje pe bază de cobalt, nichel și fier, s-a ales ca element de

*) $\ln \gamma^{Yi}_{X(Me)} = \ln \overset{\circ}{\gamma}_{X(Me)} + \left|\frac{\partial \ln \gamma^{Yi}_{X(Me)}}{\partial yi}\right|_{yi \to 0} \cdot yi + \frac{1}{2}\left|\frac{\partial^2 \ln \gamma^{Yi}_{X(Me)}}{\partial y_i^2}\right|_{yi \to 0} \cdot \cdot y_i^2 + \cdots$ (pentru starea de referință $\overset{\circ}{\gamma}_{X(Me)} = 1$

referință siliciul. Concentrația în siliciu echivalent, $y^{Yi}_{SiE(Me)}$, a elementului Yi, dizolvat în solventul de bază Me (Fe, Co, Ni), este $y_i[k^{Yi}_{H)Me)}]_{SiE}$ care, mărime convențională, poate avea valori pozitive sau negative, după semnul lui $[k^{Yi}_{H(Me)}]_{SiE}$. Exprimarea concentrațiilor tuturor elementelor de aliere în concentrații echivalente de siliciu permite însumarea acestora în cazul sistemelor multicomponente (ca și cînd unicul element de aliere ar fi siliciul) precum și aplicarea metodei și la aliajele cu mai multe elemente de aliere :

$$\ln \gamma^{Yi}_{H(Me)} = \varepsilon^{Si}_{H(Me)} \sum_{i=1}^{n} \left[k^{Yi}_{H(Me)} \right]_{SiE} \cdot y_i \qquad (6)$$

Referitor la cei trei solvenți de bază : Fe, Ni Co, relațiile (1), (6) pentru calculul aproximativ al solubilității hidrogenului, în funcție de elementele de adaos Yi, capătă următoarele forme specifice :

$$\ln \varkappa^{Yi}_{H(Fe)} = \ln \varkappa^{\circ}_{H(Fe)} - \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \sum_{i=n}^{n} \left[k^{Yi}_{H(Fe)} \right]_{SiE} \cdot y_i$$

$$\ln \varkappa^{Yi}_{H(Co)} = \ln \varkappa^{\circ}_{H(Co)} - \varepsilon^{Si}_{H(Co(} \sum_{i=1}^{n} \left[k^{Yi}_{H(Co)} \right]_{SiE} \cdot y_i \qquad (7)$$

$$\ln \varkappa^{Yi}_{H(Ni)} = \ln \varkappa^{\circ}_{H(Ni)} - \varepsilon^{Si}_{H(Ni)} \sum_{i=1}^{n} \left[k^{Yi}_{H(Ni)} \right]_{SiE} \cdot y_i$$

Se menționează că aceste relații pot fi utilizate cu succes la conținuturi moderate ale elementelor de aliere. Asupra domeniului de aplicabilitate se va reveni.

Exactitatea valorilor calculate depinde mai ales de exactitatea datelor care intră în relația (7) : valoarea solubilității în metalele pure și parametrii de interacțiune aferenți. Trebuie să se arate că, pentru hidrogen, măsurătorile experimentale sînt dificile, putînd să apară multe erori ca de exemplu :

— pierderi de hidrogen datorită difuziunii prin pereții recipientului de experiență ;

— absorbția hidrogenului de către vaporii metalici condensați pe pereții vasului de reacție ;

— reacții între hidrogen și impuritățile încărcăturii sau eventual între hidrogen și căptușeala creuzetului de lucru ;

— neatingerea stării de echilibru ;

— dificultăți în stabilirea temperaturii băii.

Așa se explică și diferențele relativ mari care se constată între rezultatele obținute de diverși cercetători, chiar și în cazul metalelor pure. De exemplu, în ceea ce privește solubilitatea hidrogenului în cobalt, datele indicate în literatura anilor 1977—1984 erau de 1,360—1,385 $\times 10^{-3}$ fracții molare [7], [11], fiind destul de apropiate de acelea ale hidrogenului în fier (1,395 $\times 10^{-3}$ fracții molare). Această apropiere de valori sugerează existența unui punct minim pe curba solubilității hidrogenului în aliajul Fe—Co (curba 1 — fig. 2), ceea ce duce la valori pozitive pentru ambii parametri de interacțiune : $\varepsilon^{Co}_{H(Fe)} = 0{,}12$; $\varepsilon^{Fe}_{H(Co)} = 0{,}25$. O serie de lucrări actuale [14], [16] evidențiază o diferență mult mai mare între solubilitatea hidrogenului în fier și cobalt (1,4—1,45 $\times 10^{-3}$ fracții molare pentru fier și 1,27—1,29 $\times 10^{-3}$ fracții molare pentru cobalt) ; curba 2 din figura 2 nu mai prezintă un minimum pregnant. Dacă aceste noi valori modifică relativ puțin parametrul de interacțiune $\varepsilon^{Co}_{H(Fe)}$, în schimb valoarea lui $\varepsilon^{Fe}_{H(Co)}$ se modifică esențial devenind negativă : $\varepsilon^{Fe}_{H(Co)} \simeq -0{,}03$. În ceea ce privește solubilitatea hidrogenului în nichel, valorile indicate variază de la 2,415 $\times 10^{-3}$ la 2,550 $\times$ $\times 10^{-3}$ fracții molare [7], [4]. S-ar mai putea da și alte exemple deoarece, în ultimii ani, s-au publicat numeroase lucrări experimentale în acest domeniu. Aceasta pune în evidență dificultățile întîmpinate la alegerea celor mai probabile valori pentru parametrii cuprinși în relația (7) și demonstrează preocupările intense care se constată în ultimul timp pentru clari-

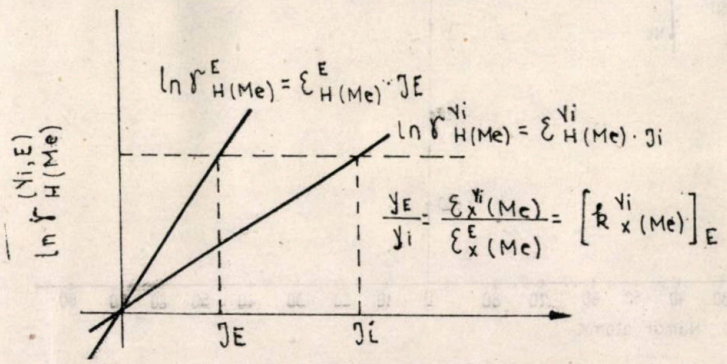


Fig. 1. Schiță pentru definirea factorului de echivalență

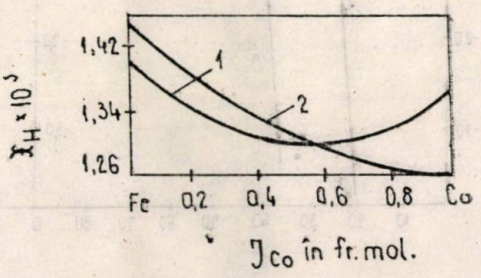


Fig. 2. Solubilitatea hidrogenului în aliajele Fe-Co : 1 — după [11] ; 2 — după [14]

Tabelul 1

Parametrii de interacțiune $\varepsilon^{Yi}_{H(Me)}$ și factorii de echivalență $[k^{Yi}_{H(Me)}]_{SIE}$ luați în calcul în lucrările actuale

Yi	Fe		Co		Ni	
	$\varepsilon^{Yi}_{H(Fe)}$	$[k^{Yi}_{H(Fe)}]_{SIE}$	$\varepsilon^{Yi}_{H(Co)}$	$[k^{Yi}_{H(Co)}]_{SIE}$	$\varepsilon^{Yi}_{H(Ni)}$	$[k^{Yi}_{H(Ni)}]_{SIE}$
B	3,03	0,854	4,04	1,206	2,00	0,699
C	3,60	1,014				
Al	1,96	0,552	1,91	0,570	1,34	0,469
Si	3,55	1,000	3,35	1,000	2,86	1,000
P	3,15	0,887				
Ti	−3,75	−1,056			−0,21	−0,078
V	−1,70	−0,479			0,96	0,337
Cr	−0,42	−0,118	−0,08	−0,024	0,45	0,157
Mn	−0,50	−0,141	−0,66	0,197		
Fe	—	—	−0,03	−0,009	1,23	0,430
Co	0,16	0,045	—	—	0,69	0,245
Ni	−0,37	−0,104	−0,73	−0,218	—	—
Cu	−0,071	−0,020	−0,69	−0,204	0,30	0,105
Ga	2,30	0,789	—	—	1,75	0,612
Ge	2,76	0,777	—	—	2,78	0,972
Zr	−3,2	−0,901	—	—	—	—
Nb	−2,19	−0,617	−1,12	−0,334	0,90	0,315
Mo	0,17	0,048	0,400	0,119	0,96	0,336
Rh	2,6	0,732	—	—	—	—
Pd	2,0	0,563	—	—	−0,37	−0,129
Sn	1,50	0,423	1,51	0,451	1,50	0,524
Ta	0,95	0,268	1,08	0,322	1,19	0,416
W	1,40	0,394	1,136	0,339	1,60	0,559
Pt	—	—	—	—	0,23	0,08
Au	—	—	—	—	1,03	0,360

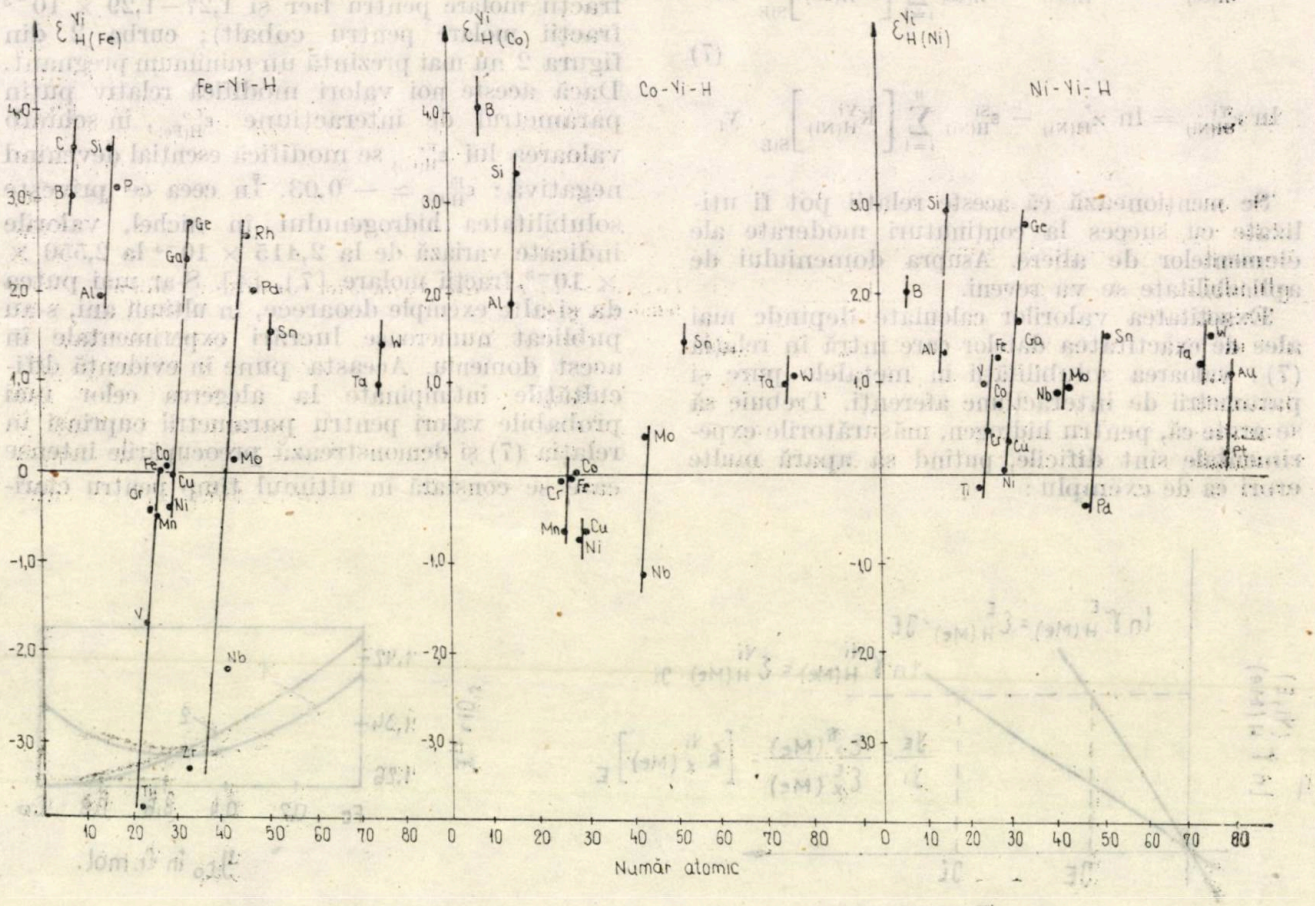


Fig.3. Corelații între numărul atomic și parametrii de interacțiune $\varepsilon^{Yi}_{H(Me)}$

ficarea problemelor legate de solubilitatea hidrogenului în diferite aliaje, probleme cu implicații majore într-o serie de tehnici de vîrf.

În tabelul 1 se arată valorile parametrilor de interacțiune și ale factorilor de echivalență utilizați în relația (7). Avînd în vedere diferențele mari între valorile comunicate în diversele lucrări, pentru o alegere cît mai corectă a parametrilor de interacțiune, în figura 3 s-a încercat o amplasare a mărimii acestora în funcție de numărul atomic, ținînd seamă de așezarea elementelor de aliere în grupele și coloanele sistemului periodic al elementelor.

Se poate constata o anumită corelație între numărul atomic și parametrii de interacțiune, ceea ce orientează în oarecare măsură alegerea lor.

Asemenea corelații au mai fost încercate și de alți cercetători [8], [9], [11]. Comparativ cu parametrii de interacțiune $\varepsilon^{Yi}_{H(Fe)}$ folosiți în lucrările anterioare [2], [3], a fost necesară efectuarea unor modificări la unele elemente de aliere pentru sistemul Fe — Yi — H și anume la: Cu, Mo, Mn.

În figura 4, *a*, *b*, *c* se arată variația coeficienților de activitate ai hidrogenului în fier, cobalt și nichel în funcție de concentrația elementelor de adaos.

2. În continuare, pentru cele trei metale de bază: Fe, Co, Ni se încearcă o sistematizare a factorilor de echivalență, recurgîndu-se la o a doua echivalare a valorilor în sensul reducerii sistemelor Co — Yi — H și Ni — Yi — H la sistemul Fe — Yi — H. Din analiza sistemelor Fe — Si — H, Co — Si — H și Ni — Si — H se constată că, în cazul în care coeficientul de activitate al hidrogenului rămîne constant (fig. 5), raporturile concentrațiilor de siliciu echivalent în cei trei solvenți rămîn aceleași:

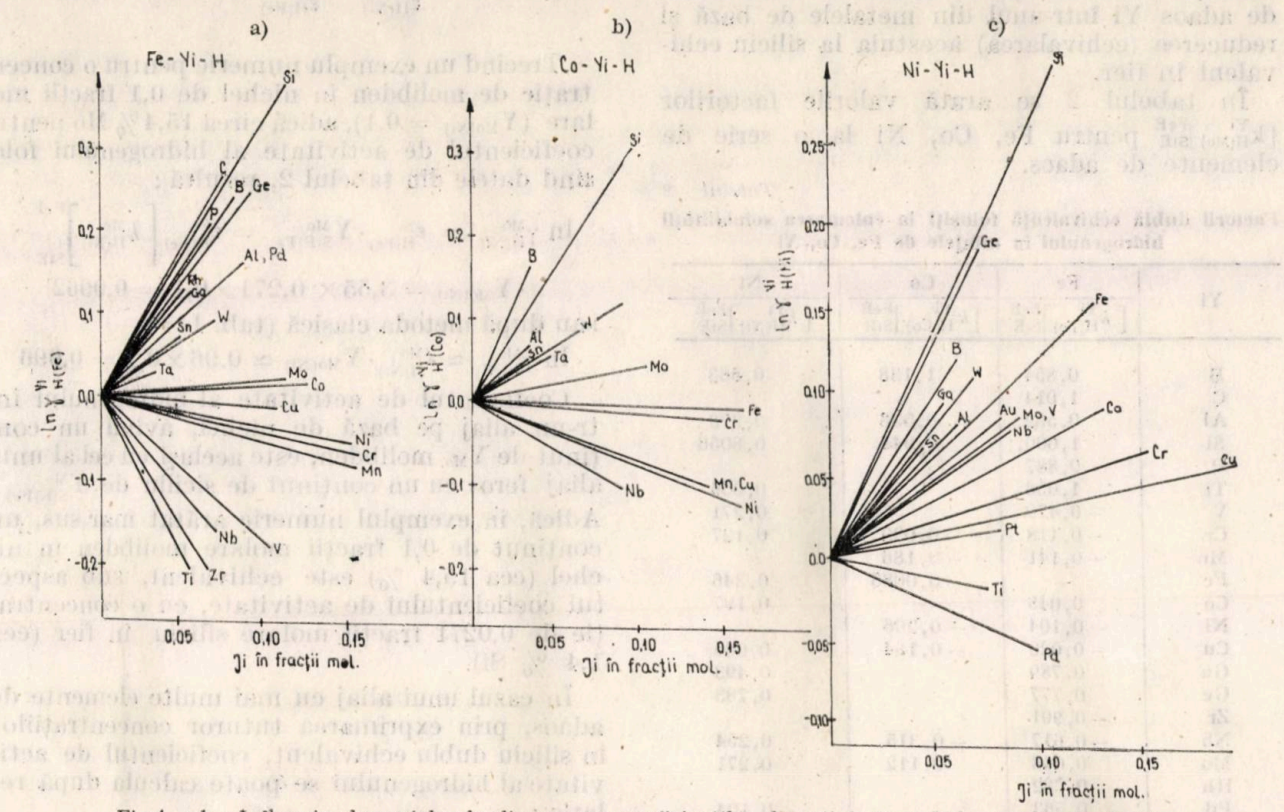


Fig.4. a,b,c Influența elementelor de aliere asupra coeficienților de activitate a hidrogenului în aliajele pe bază de Fe, Co, Ni la 1 600°C

$$\frac{y_{SiE(Fe)}}{y_{SiE(Ni)}} = \frac{\varepsilon^{Si}_{H(Ni)}}{\varepsilon^{Si}_{H(Fe)}} = K_{Ni/Fe} = 0{,}8056$$

$$\frac{y_{SiE(Fe)}}{y_{SiE(Co)}} = \frac{\varepsilon^{Si}_{H(Co)}}{\varepsilon^{Si}_{H(Fe)}} = K_{Co/Fe} = 0{,}9437 \qquad (8)$$

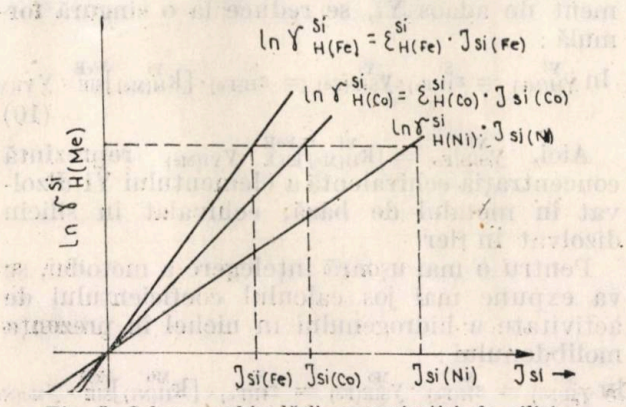


Fig. 5. Schema echivalării concentrației de siliciu în Co și Ni, în siliciu echivalent în fier

Luînd ca referinţă concentraţia siliciului în fier, conţinutul acestuia în celelalte metale de bază (Co, Ni) se poate exprima în echivalentul siliciului în fier. Introducerea coeficienţilor $K_{Co/Fe}$, $K_{Ni/Fe}$ permite calcularea unor factori de echivalenţă complecşi de forma :

$$[k^{Yi}_{H(Me)}]^{FeE}_{SiE} = [k^{Yi}_{H(Me)}]_{SiE} \cdot K_{Me/Fe} \qquad (9)$$

Este vorba aici de un factor de dublă echivalenţă : echivalenţa în siliciu a elementului de adaos Yi într-unul din metalele de bază şi reducerea (echivalarea) acestuia la siliciu echivalent în fier.

În tabelul 2 se arată valorile factorilor $[k^{Yi}_{H(Me)}]^{FeE}_{SiE}$ pentru Fe, Co, Ni la o serie de elemente de adaos.

Tabelul 2

Factorii dublă echivalenţă folosiţi la calcularea solubilităţii hidrogenului în aliajele de Fe, Co, Ni

Yi	Fe $[k^{Yi}_{H(Fe)}]^{FeE}_{SiE}$	Co $[k^{Yi}_{H(Co)}]^{FeE}_{SiE}$	Ni $[k^{Yi}_{H(Ni)}]^{FeE}_{SiE}$
B	0,854	1,138	0,563
C	1,014		
Al	0,552	0,538	0,378
Si	1,000,	0,944	0,8056
P	0,887		
Ti	−1,056		−0,059
V	−0,479		0,271
Cr	−0,118	−0,023	0,127
Mn	−0,141	−0,186	
Fe	—	−0,0085	0,346
Co	0,045	—	0,197
Ni	−0,104	−0,206	—
Cu	−0,020	−0,194	0,085
Ga	0,789		0,493
Ge	0,777		0,783
Zr	−0,901		
Nb	−0,617	−0,315	0,254
Mo	0,048	0,112	0,271
Rh	0,732		
Pd	0,563		−0,104
Sn	0,423	0,425	0,422
Ta	0,268	0,304	0,335
W	0,394	0,320	0,450
Pt			0,064
Au			0,290

Exprimarea coeficientului de activitate cu ajutorul acestora în oricare din metalele de bază — Fe, Co, Ni —, în prezenţa unui element de adaos Yi, se reduce la o singură formulă :

$$\ln \gamma^{Yi}_{H(Me)} = \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \cdot y^{Yi}_{SiE(Fe)} = \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \cdot [k^{Yi}_{H(Me)}]^{FeE}_{SiE} \cdot y_{Yi(Me)} \qquad (10)$$

Aici, $y^{Yi}_{SiE(Fe)} = [k^{Yi}_{H(Me)}]^{FeE}_{SiE} \cdot y_{Yi(Me)}$ reprezintă concentraţia echivalentă a elementului Yi dizolvat în metalul de bază, echivalat în siliciu dizolvat în fier.

Pentru o mai uşoară înţelegere a metodei, se va expune mai jos calculul coeficientului de activitate a hidrogenului în nichel în prezenţa molibdenului :

$$\ln \gamma^{Mo}_{H(Ni)} = \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \cdot y^{Mo}_{SiE(Fe)} = \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \cdot [k^{Mo}_{H(Ni)}]^{FeE}_{SiE} \cdot y_{Mo(Ni)} \qquad (11)$$

Se poate ajunge la forma clasică de calcul ($\ln \gamma^{Mo}_{H(Ni)} \simeq \varepsilon^{Mo}_{H(Ni)} \cdot y_{Mo(Ni)}$ făcînd înlocuirile de rigoare în relaţia (11) :

$$[k^{Mo}_{H(Ni)}]^{FeE}_{SiE} = [k^{Mo}_{H(Ni)}]_{SiE} \cdot K_{Ni/Fe} = \frac{\varepsilon^{Mo}_{H(Ni)}}{\varepsilon^{Si}_{H(Ni)}} \cdot \frac{\varepsilon^{Si}_{H(Ni)}}{\varepsilon^{Si}_{H(Fe)}} \qquad (12)$$

$$\ln \gamma^{Mo}_{H(Ni)} = \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \frac{\varepsilon^{Mo}_{H(Ni)}}{\varepsilon^{Si}_{H(Ni)}} \frac{\varepsilon^{Si}_{H(Ni)}}{\varepsilon^{Si}_{H(Fe)}} \cdot y_{Mo(Ni)} = \varepsilon^{Mo}_{H(Ni)} Y_{Mo(Ni)}$$

Trecînd un exemplu numeric pentru o concentraţie de molibden în nichel de 0,1 fracţii molare ($Y_{Mo(Ni)} = 0,1$), adică circa 15,4 % Mo pentru coeficientul de activitate al hidrogenului folosind datele din tabelul 2, rezultă :

$$\ln \gamma^{Mo}_{H(Ni)} = \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \cdot Y^{Mo}_{SiE(Fe)} = \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \left[k^{Mo}_{H(Ni)} \right]^{FeE}_{SiE} \cdot$$

$$\cdot Y_{Mo(Ni)} = 3,55 \times 0,271 \times 0,1 = 0,0962$$

sau după metoda clasică (tab. 1) :

$$\ln \gamma^{Mo}_{H(Ni)} \simeq \varepsilon^{Mo}_{H(Ni)} \cdot Y_{Mo(Ni)} \simeq 0.96 \times 0,1 = 0,096$$

Coeficientul de activitate al hidrogenului într-un aliaj pe bază de nichel, avînd un conţinut de Y_{Mo} molibden, este acelaşi cu cel al unui aliaj feros cu un conţinut de siciliu de $Y^{Mo}_{SiE(Fe)}$. Adică, în exemplul numeric arătat mai sus, un conţinut de 0,1 fracţii molare molibden în nichel (cca 15,4 %) este echivalent, sub aspectul coeficientului de activitate, cu o concentraţie de 0,0271 fracţii molare siliciu în fier (cca 1,4 % Si).

În cazul unui aliaj cu mai multe elemente de adaos, prin exprimarea tuturor concentraţiilor în siliciu dublu echivalent, coeficientul de activitate al hidrogenului se poate calcula după relaţia :

$$\ln \gamma^{Y_1 \ldots Y_n}_{H(Me)} = \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \sum_{i=1}^{n} Y^{Yi}_{SiE(Fe)} = \varepsilon^{Si}_{H(Fe)} \sum_{i=1}^{n} \cdot$$

$$\cdot \left[k^{Yi}_{H(Me)} \right]^{FeE}_{SiE} \cdot y_{Yi(Me)} \qquad (13)$$

ţinîndu-se seamă de semnul factorilor de echivalenţă (tab. 2). Cu aceste valori se poate calcula solubilitatea hidrogenului $\gamma^{Yi}_{H(Me)}$ în metalul de bază (Fe, Co sau Ni) în prezenţa elementelor de aliere Yi, conform relaţiei (1).

Se menţionează că încercări similare de dublă echivalare au mai fost făcute pe alte criterii şi de alţi cercetători [4].

Pentru verificarea calculelor teoretice prezentate în tabelul 3 se compară unele date experimentale din literatura de specialitate [5], [7], [10] — [17], cu cele teoretice pentru coeficienţii de activitate ai hidrogenului γ_H în diferite aliaje şi solubilităţile respective, iar în figura 6 curba teoretică pentru Y_H în funcţie de siliciul echivalent $y^{Yi}_{SiE(Fe)}$ şi amplasarea faţă de această curbă a datelor experimentale. În general, se poate constata că valorile de solubi-

Tabelul 3

Comparație între valorile obținute prin calcul și datele experimentale pentru coeficientul de activitate și solubilitatea hidrogenului în diferitele aliaje

Metalul de bază	Elementele de adiere, % greutate		Si echivalent, $Y^{Yi}_{SiE(Fe)}$	$\ln \gamma^{Yi}_{H(Me)}$		$\chi_H \cdot 10^{-3}$ fr. mol.	
				Experimentări	Calcul	Experimentări	Calcul
Fe	2,6	Si	0,0504	0,2019	0,1790	1,14	1,16
	5,2	Si	0,0988	0,3039	0,3507	0,89	0,96
	8,0	W	0,0101	0,0304	0,0359	1,33	1,35
	16,0	W	0,0215	0,0455	0,0765	1,31	1,29
	10,2	Ge	0,0623	0,2376	0,2217	1,10	1,14
	26,82	Ni	−0,0270	−0,0884	−0,0960	1,50	1,51
	13,88	Ni	−0,0079	−0,0239	−0,0279	1,428	1,434
	14,05	Co					
	26,19	Ni	−0,0151	−0,0567	−0,0535	1,477	1,472
	26,40	Co					
	47,7	Co	0,1095	0,4055	0,3887	0,93	0,946
	4,6	Si					
	23,0	Co	0,1174	0,4163	0,4168	0,92	0,92
	15,2	Mo					
	4,6	Si					
	23,0	Ni	−0,0504	−0,2033	−0,1790	1,68	1,67
	22,0	Cr					
	27,5	Ni	−0,0351	−0,1032	−0,1247	1,52	1,58
	6,0	Cr					
Co	13,65	Fe	−0,0012	−0,0256	+0,004	1,329	1,301
	15,05	Ni	−0,0311	−0,0517	−0,1104	1,364	1,446
	14,11	W	0,016	0,0542	0,0568	1,227	1,224
	25,75	W	0,032	0,1200	0,1242	1,156	1,150
	5,58	Mo	0,0039	0,0067	0,0139	1,287	1,277
	10,92	Mo	0,0079	0,0269	0,0279	1,260	1,259
	20,95	Mo	0,0157	0,0641	0,0557	1,215	1,225
	5,03	Si	0,0944	0,5499	0,3351	0,747	0,926
	10,65	Si	0,1888	1,0097	0,6702	0,472	0,663
Ni	13,8	Fe	0,0498	0,1438	0,1760	2,207	2,133
	15,0	Co	0,0294	0,1218	0,1046	2,259	2,293
	21,3	Cu	0,0170	0,0536	0,0604	2,423	2,413
	41,9	Cu	0,0340	0,1240	0,1207	2,25	2,27
	5,05	Si	0,0806	0,4064	0,2900	1,70	1,90
	10,71	Si	0,1611	1,240	0,572	0, 4	1,44
	10,78	Cr	0,0152	0,0791	0,0541	2,35	2,41
	18,14	Cr	0,0254	0,1267	0,0902	2,25	2,33
	15,4	Mo	0,0271	0,1050	0,0962	2,29	2,31

litate sînt apropiate de cele determinate experimental. Diferențe mai mari apar numai la unele aliaje: Ni—Si și Co—Si.

Din aceste comparații, se pot trage unele concluzii și asupra domeniului de aplicabilitate a metodei propuse. Acesta depinde de gradul de aliere, dar mai ales de mărimea indicelui de siliciu echivalent $Y^{Yi}_{SiE(Fe)}$. Dacă pentru aliajele feroase (oțeluri), [3], domeniul de aplicabilitate se întinde pînă la $Y^{Yi}_{SiE(Fe)} = 0{,}15$ fracții molare, pentru aliajele pe bază de cobalt și nichel acest domeniu se limitează la $Y^{Yi}_{SiE(Fe)} < 0{,}1$ fracții molare. Aceasta nu înseamnă că metoda nu se poate aplica și pentru aceste metale de bază la aliajele cu conținuturi ridicate de elemente de adaos (de ex. aliaje de nichel cu 40 % Cu) (tab.3). De asemenea, din calculele făcute pentru unele aliaje complexe, necuprinse în tabelul 3, ca niconel (20% Cr, 2% Cu, 25% Mo, 1% Al, 7% Fe, rest Ni), a rezultat o solubilitate teoretică de 0,00164 fracții molare H, față de circa 0,00141 fracții molare H, stabilită experimental, iar pentru aliajul nimonic (15% Cr, 17% Co, 4% Mo, 3% Ti, 5% Al, restul nichel), solubilitatea teoretică obținută a fost de 0,00182 fracții molare H, față de circa 0,00155 fracții molare H determinată experimental (ambele cu $Y^{SiE(Fe)} \simeq 0{,}11$ fr. mol.). Aceste rezultate pot fi considerate ca

acceptabile pentru un calcul aproximativ, ţinînd seamă că şi datele experimentale sînt susceptibile de erori însemnate.

După cum rezultă din cele arătate, pentru aliajele cu siliciu, solubilitatea măsurată experimental este mai mică decît cea rezultată din $[k^{Yi}_{H(Me)}]^{FeE}_{SiE}$ cu ajutorul cărora se exprimă concentraţia tuturor elementelor de adaos în metalele de bază în siliciu echivalent în fier.

În măsura în care parametrii de interacţiune şi solubilităţile în metale se vor preciza prin

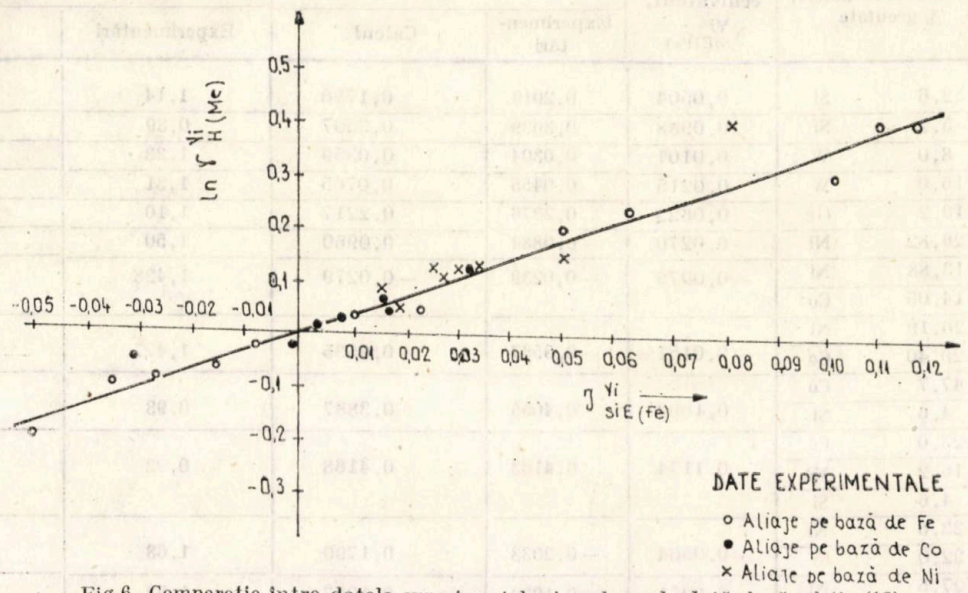


Fig.6. Comparaţie între datele experimentale şi curba calculată după relaţia (13) pentru coeficientul de activitate

calculele teoretice. Diminuarea accentuată a solubilităţii hidrogenului în unele metale prin adaos de siliciu este legată de însăşi structura intimă a substanţei. După cum s-a mai menţionat [18], solubilitatea mare a hidrogenului în unele metale (ca, de exemplu, în nichel), se poate explica prin faptul că distribuirea electronilor în jurul nucleului atomic este de aşa natură încît rămîn sarcini pozitive reziduale necompensate integral de norul de electroni periferici, rezultînd un efect de ionizare asupra atomului de hidrogen : electronul său de valenţă este atras spre atomul de metal. Se pare că atomii de siliciu se interpun între atomii de metal şi cei de hidrogen exercitînd un fel de efect de ecranare, ceea ce duce la o diminuare accentuată a solubilităţii [5] Din acelaşi motiv, diagramele care reprezintă solubilitatea hidrogenului în sistemul Ni—Si, Co—Si prezintă un minimum în apropierea concentraţiilor corespunzătoare formării unor monosiliciuri [5]. Concentraţiile mici de hidrogen în aliajele Fe—Si, Ni—Si, Co—Si, fac ca dificultăţile determinării lor să ducă la abateri mari între măsurători.

În concluzie, trebuie să se arate că, în general, stabilirea solubilităţii hidrogenului prin metoda dublei echivalări — deşi aproximativă — duce la valori apropiate de cele determinate experimental; este simplă, folosind o singură relaţie de calcul pentru oricare din subgrupa a VIII-a de metale, ca metale de bază, şi utilizează o unică serie de factori de echivalenţă cercetări ulterioare, metoda este susceptibilă de îmbunătăţiri.

BIBLIOGRAFIE

[1] Apa, L. În Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1985, p. 20—24.
[2] Apa, L. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1985, p. 389—393.
[3] Apa, L. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1986, p. 17—20.
[4] Schürmann, E. ş.a. În: Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 11, 1986, p. 546—551.
[5] Mitra, M. şi Lange, K.,W. În : Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 2, 1984, p. 74—82.
[6] Wagner, C. În: TRermodinamics of Alloys, Londra, Reading-Max. 1952.
[7] Petraşevschi, M.,C. ş.a. În : Izvestia VUZ Ciornaia metallurgiia, U.R.S.S., nr. 10, 1977, p. 5—9.
[8] Nguen, Ngia În: Izvestia Ak. Nauk Metalli, U.R.S.S., nr. 4, 1972 p. 18—24.
[9] Depuydt, P.,T.,P., şi Parlee, N.,A.,D., În : Metallurgical Transact., S.U.A., febr. 1972, p. 525—532.
[10] Iacuşev, A,M. şi Iavoischi, V,I. În : Izvestia VUZ Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S., nr. 1, 1962, p. 52—56.
[11] Frohberg, G.,M. şi Anik, S. În : Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 2, 1984 45—48.
[12] Bagshaw., T. ş.a. În : Iron and Steel Institute, Anglia, nr. 2, 1965, p. 160—165.
[13] Schenck, H. şi Lange, K.,W. În : Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 9, 1968, p. 673—676.
[14] Mitra, M. şi Lange, K.,W., În : Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr.6, 1985, p. 313—318.
[15] Schenck, H. şi Lange, K.,W. În : Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G , nr. 9, 1966, p. 739—748.
[16] Mitra, M. şi Lange, K., W. În : Archiv f.d. Eisenhüttenw., R.F.G., nr. 11, 1986. p. 541—645.
[17] Kurocichin, T. ş.a., În : Izvestia VUZ Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1965, p. 43—45.
[18] Apa, L. În : Metalurgia, R.S.R., nr.5, 1987,p.197—201.

Cercetări privind coroziunea electrochimică a aliajelor din cupru cu efect de memorie a formei

Ing. Lidia Cristea, dr. ing. P. Moldovan
și dr. ing. D. Chircă
Institutul Politehnic București

CZ : 669.018.8

Considerații generale privind aliajele cu efect de memorie a formei

Aliajele cu efect de memorie a formei (E.M.F.) reprezintă o clasă de materiale metalice care au proprietatea deosebită de a-și reaminti *trecutul* lor. În prezent, pe plan mondial, sînt cercetate următoarele categorii de astfel de materiale : aliaje de metale nobile, aliaje care conțin metale de tranziție, aliaje pe bază de cupru etc. [1].

Efectul de memorie a formei, manifestat de aliajele metalelor nobile, este corelat cu dependența dintre tensiunea de deformare și transformarea martensitică. Aliajele care conțin elemente de tranziție fac parte din sistemele : Ni—Ti, Ni—Ti—Cu etc. În acest caz efectul de memorie a formei este rezultatul direct al transformării martensitice termoelastice.

Transformarea fazei inițiale în fază martensitică se poate realiza fie prin scăderea temperaturii, fie prin creșterea tensiunii de deformare. Revenirea fazei martensitice la faza inițială este însoțită, la nivel microstructural, de fenomene inverse acestora [2].

Un alt gen de aliaje, mai ieftine, sînt cele din sistemele pe bază de cupru : Cu—Zn, Cu—Zn—Al, Cu—Zn—Si, Cu—Al—Ni, cu reale perspective de utilizare în diferite domenii.

În cadrul lucrării sînt prezentate rezultatele cercetărilor efectuate privind comportarea la coroziune electrochimică a unor alame cu efect de memorie a formei, prin metoda potențiostatică, urmărindu-se în mod deosebit influența elementelor de aliere.

Alamele cercetate au fost obținute într-un cuptor cu inducție cu creuzet, avînd următoarele caracteristici : capacitatea maximă 8 kg, puterea 30 kW, iar frecvența de lucru 3 000 Hz.

Tehnica de producere metalurgică a alamelor cu memorie a formei

Compoziția chimică a aliajelor elaborate este dată în tabelul 1.

Pentru elaborare s-au utilizat metale pure (Cu, Zn, Al) și prealiaje CuAl33. Topirea cuprului s-a realizat sub un strat de protecție de mangal, dezoxidarea băii metalice s-a efectuat cu fosfor introdus sub formă de prealiaj CuP 11 (1,5% din masa de cupru) iar rafinarea băii cu un amestec de % Na_2Co_3 22, NaB_4O_7 12, SiO_2 57, NaCl 9. Turnarea aliajelor s-a efectuat în cochile din fontă, încălzite la 150—200°C [3].

Deoarece omogenitatea chimică a probelor obținute este un factor important în obținerea efectului de memorie a formei și în studiul coroziunii, baia metalică a fost agitată continuu, cu un agitator din grafit acționat mecanic.

Deoarece abaterea de la compoziția chimică prescrisă afectează considerabil efectul de memorie a formei au fost necesare analize cuantimetrice intermediare și corecții ale șarjei pînă cînd compoziția chimică reală a fost cea dată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția chimică a alamelor cu memorie a formei cercetate

Numărul probei	Compoziția chimică, %			
	Cu	Zn	Al	Ni
1	66,45	32,35	1	—
3	64,45	32,55	1	2
7	65,45	32,55	1	1
8	63,45	32,55	1	3

Barele turnate, de $\Phi = 20$ mm și $L = 180$ mm, au fost supuse recoacerii de omogenizare timp de două ore la temperatura de 850°C. În vederea determinărilor condițiilor optime de tratament termic, din materialul omogenizat au fost prelevate probe cu dimensiunile de 10 × × 10 × 10mm, care au fost menținute cca o oră la temperaturi cuprinse între 750 și 850°C și apoi răcite în apă.

Deoarece materialul prezintă călibilitate redusă, o influență deosebită asupra structurii o manifestă grosimea probelor.

La probele subțiri (grosimea de 3 mm) se recomandă o călire în zăpadă carbonică după menținere la 875°C.

Pentru evidențierea efectului de memorie a formei, probele obținute prin deformare la rece cu recoacere intermediară au fost călite în apă. După călire și deformare la temperatura mediului de călire, probele au fost încălzite pînă la temperatura de 130°C. În intervalul de temperatură 100—130°C, materialele și-au revenit la forma pe care o aveau înainte de deformare, fiind deci aliaje cu efect de memorie a formei.

Rezultate experimentale privind coroziunea aliajelor cu efect de memorie a formei

Instabilitatea spontană a metalelor la contactul cu electroliţii sau coroziunea este rezultatul proceselor de transfer de sarcină care are loc la interfaţa metal/electrolit.

Parametrii care caracterizează o asemenea interfaţă sînt daţi de diferenţa de potenţial metal/electrolit, măsurată în raport cu un electrod de referinţă (potenţialul de coroziune) şi de curentul care se scurge prin interfaţă (măsurarea vitezei şi a curentului de coroziune).

Pentru un metal care se corodează, curenţii parţiali care caracterizează procesele anodice şi catodice de la interfaţă nu pot fi măsuraţi direct. Se poate însă determina valoarea curentului net, rezultat prin polarizarea exterioară a sistemului.

Metodele de determinare a condiţiilor în care decurge coroziunea unui metal se bazează pe cunoaşterea potenţialului de coroziune, a variaţiei acestuia în timp şi a diferenţei dintre potenţialul şi curentul de coroziune în cursul polarizării la tensiune constantă [4], [5].

Potenţialul de coroziune este o măsură a gradului de spontaneitate a proceselor care se desfăşoară la interfaţa metal-soluţie şi nu o expresie a vitezei acestuia. Valoarea sa este dependentă de natura metalului, a mediului şi de calităţile suprafeţei care se corodează. Urmărirea variaţiei potenţialului de coroziune în timp este folosită pentru observarea instalării fenomenelor de pasivare sau de atac local pe suprafeţe metalice. Potenţialul de coroziune este totodată punctul de pornire în observarea dependenţei tensiune curent şi un parametru important pentru aprecierea reproductibilităţii suprafeţei în condiţii bine determinate de mediu salin (apă cu conţinuturi de clorură de sodiu şi magneziu).

Metoda potenţiostatică utilizată în cadrul cercetărilor din lucrare este o metodă de stare staţionară, pentru procese lente, avînd la bază aplicarea directă, pe electrod a unor trepte de potenţial cu ajutorul potenţiostatului electronic (fig. 1).

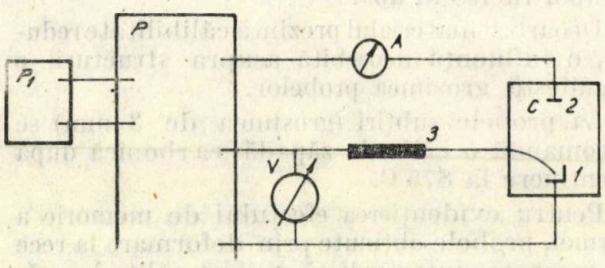


Fig. 1. Tehnica potenţiostatică aplicată în vederea studiului coroziunii aliajelor cu efect de memorie a formei: P_1 — potenţiometru; P — potenţiostat; A — ampermetru; V — voltmetru electronic tip OH 404/B; C — celula de lucru: 1 — electrod de lucru; 2 — electrod auxiliar; 3 — electrod de comparaţie

Trecerea potenţiostatului de la o valoare staţionară la o altă valoare necesită un interval de timp care este determinat de constanta de timp a potenţiostatului. Folosirea unui amplificator face posibilă reducerea acestui timp la 10^{-5} secunde.

Metoda potenţiostatică a fost utilizată la trasarea curbelor de polarizare din care se poate calcula viteza de coroziune şi se pot trage concluzii asupra mecanismului procesului de coroziune, şi anume dacă:

— decurge prin transfer de sarcină sau este controlat de difuzia speciilor reactante;

— se desfăşoară sub control anodic sau catodic (proces determinat de viteză);

— în timpul procesului survin procese de pasivare sau atac local.

De asemenea, se poate determina mărimea curenţilor de coroziune şi prin aceasta a vitezei de coroziune.

Pentru realizarea electrodului din aliajul studiat, au fost necesare prelevări ale probelor de formă cilindrică cu dimensiunile $\Phi = 7$ mm şi $L \simeq 10$ mm, după care au fost executate filete interioare M4, necesare îmbinării cu o parte componentă a instalaţiei.

S-a utilizat o celulă electrochimică de lucru unicompartimentată.

Comportarea aliajelor a fost apreciată pe baza variaţiei în timp a potenţialului de coroziune şi pe baza curbelor potenţiostatice de polarizare, din care se determină viteza de coroziune.

Variaţia potenţialului de coroziune în timp (fig. 2) arată că după circa 15 minute, acesta atinge o valoare constantă, deci interacţiunea aliaj cu efect de memorie a formei-electrolit s-a stabilizat. Valorile obţinute pentru potenţialele de coroziune la probele studiate din acest aliaj, în prezenţa (proba 3) şi în absenţa nichelului (proba 1), indică o suprafaţă destul de activată.

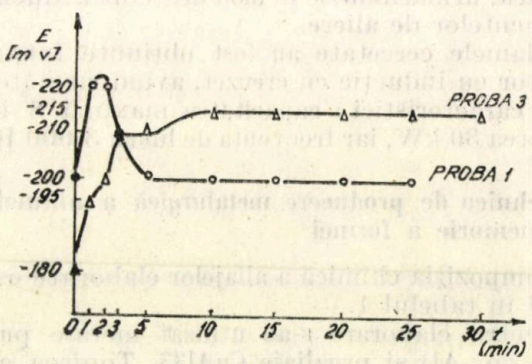


Fig. 2. Dependenţa potenţialului de coroziune de timp la aliajele cu efect de memorie a formei în prezenţa şi absenţa nichelului

Forma curbelor catodice potenţiostatice de polarizare (fig. 3) pledează pentru un proces

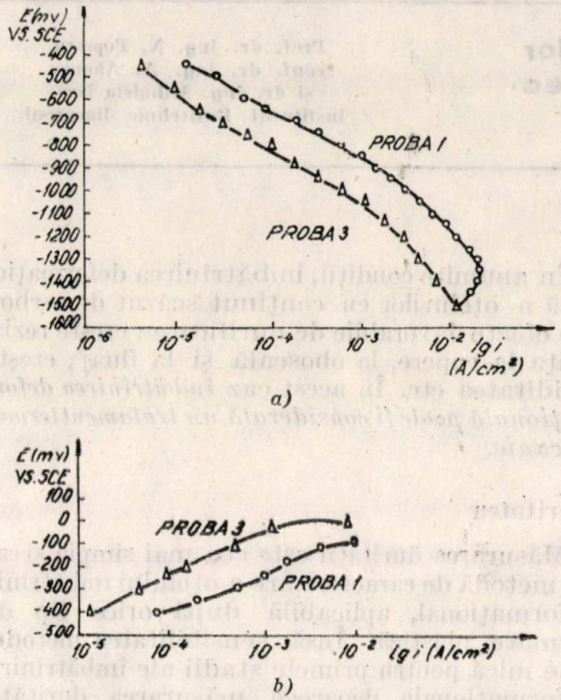


Fig. 3, *a*, *b*. Curbele de polarizare catodice (*a*) și anodice (*b*) pentru aliajele cu efect de memorie a formei în prezența și absența nichelului

de depolarizare cu oxigen. Degajarea gazului (oxigenului) a fost vizibilă în timpul experimentărilor.

Curbele anodice de polarizare (fig.3, *b*) scot în evidență un proces de dizolvare continuă a aliajului cu efect de memorie a formei, dependența fiind aproape liniară.

Pe suprafața aliajului s-au observat fenomene de dezincare (apar și pete de coroziune).

Din curbele de polarizare, pentru probele (1) și (3), în regiunea în care există o dependență liniară, s-a determinat intensitatea curentului de coroziune pe baza căreia s-a aflat viteza de coroziune cu ajutorul relației :

$$v_{cor} = \frac{3\,600 \cdot M}{z \cdot F} \cdot \frac{i_{cor}}{S} \ (g/m^2 \cdot h) \qquad (1)$$

în care :

M este masa moleculară a aliajului, g/mol ;
z — numărul de electroni transferați în timpul procesului ;
F — constanta lui Faraday (96 500C/echivgram) ;
i_{cor} — intensitatea curentului de coroziune, A ;
S — suprafața corodată, m².

În tabelul 2 se prezintă datele cele mai semnificative obținute pentru densitatea de curent, viteza de coroziune și indicele de penetrație a alamelor cu efect de memorie a formei, cu compoziția următoare :

64,45%Cu, 32,55%Zn, 1%Al — proba 1 ;
64,45%Cu, 32,55%Zn, 2%Ni — proba 3.

Tabelul 2

Calculul densității de curent a vitezei de coroziune și a indicelui de penetrație pentru aliajele cu efect de memorie a forme

Numărul probei	d, gA/cm²	v_{cor}, g/m²·h	p, mm/an
1	18	0,23	0,21
3	14	0,135	0,14

Alamele cercetate se corodează prin dezincare, proces care se poate preveni prin omogenizarea perfectă a structurii sau prin utilizarea unei cantități mici de agenți inhibitori (0,002-0,5% As, Sb sau P). Dintre elementele inhibitoare, singurul acceptat în vederea păstrării efectului de memorie a formei este fosforul.

Atît aliajul cu 2% Ni cît și cel fără nichel au prezentat, din punctul de vedere al coroziunii, o comportare asemănătoare, situîndu-se în clasa de rezistență la coroziune stabil-relativ stabil.

Rezultatele obținute în cercetările efectuate sînt în concordanță cu cele din literatură [6], conform cărora creșterea conținutului de nichel conferă alamelor o stabilitate deosebită în medii corosive.

Aceste aliaje pot fi utilizate cu succes în domenii practice în care, pe lîngă efectul de memorie a formei, se cer proprietăți mecanice ridicate și o rezistență bună la coroziune.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, P., Buzatu, M. : *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase speciale*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1985.

[2] Gâdea, Suzana, Petrescu, Maria : *Metalurgie fizică și studiul metalelor*. București, Ed. didactică și pedagogică, Vol. III, 1983.

[3] Ienciu, M., Chircă, D., Moldovan, P., Cristea, Lidia, Cincă, Lucia : Aliaje cu efect de memorie a formei. În : Metalurgia, R.S.R., 37, 1985, nr. 10.

[4] Constantinescu, E. : *Electrochimie și coroziune*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1975.

[5] Tomescu, N. : *Chimie și coroziune*. Curs litografiat, I.P.B., 1978.

[6]. Millau, J. : *Corrosion Resistant Materials Handbook*. New Jersey, Noyes Data Corporation, 1976.

Variația proprietăților mecanice ale oțelurilor cu conținut scăzut de carbon la îmbătrînirea deformațională *(Lucrare de sinteză III)*

Prof. dr. ing. N. Popescu,
conf. dr. ing. A. Aloman
și dr. ing. Mihaiela Isac
Institutul Politehnic București

CZ: 539.389.3:669.14.018.9

Îmbătrînirea deformațională are loc în oțelul supus deformării plastice dacă concentrația carbonului și azotului depășește sensibil 10^{-4} %. Aceasta constă în micșorarea mobilității dislocațiilor introduse de deformare pe seama blocărilor de către atomii de carbon și azot.

În general blocarea dislocațiilor și a sistemelor de dislocații, diferite ca tip, topografie și structură, precum și a diferitelor porțiuni ale liniei dislocației față de nodurile rețelei de dislocații are loc neuniform. De aceea, tipul dislocațiilor, distribuția și interacțiunea lor au un rol important în efectul îmbătrînirii deformaționale.

Îmbătrînirea deformațională se desfășoară în timp și este un proces multistadial.

Stadiile succesive ale îmbătrînirii deformaționale sînt stadiul ordonării, al formării atmosferelor, al segregării și al participării.

Stadiul de supraîmbătrînire este slab sau lipsește dacă temperatura de îmbătrînire este sub 200-250°C.

În fiecare stadiu are loc o anumită modificare a proprietăților mecanice ale oțelului.

La trecerea spre stadiile finale, tendința generală este de creștere a durificării, a rezistenței la deformări mari și a gradului de fragilizare.

În funcție de procedeul de elaborare, de procedeul de prelucrare și de destinația produselor din oțel, variația proprietăților mecanice la îmbătrînirea deformațională are o importanță specifică.

Pentru tabla laminată la rece, supusă îndreptării după o recoacere de recristalizare este importantă variația proprietăților mecanice de tracțiune, în special limita de curgere superioară (dintele de curgere superioară) R_{eH} și lungimea palierului de curgere l_{pc}, precum și variația unor proprietăți tehnologice, de exemplu variația ștanțabilității.

Pentru sîrma trefilată la rece după recoacere este impotrantă variația alungirii A_5 și a numărului de îndoire.

Pentru tabla groasă și profilurile laminate supuse tăierii și îndreptării la rece, utilizate la construcții nituite și sudate, în care apar tensiuni și deformații suplimentare, este importantă variația susceptibilității la ruperea fragilă controlată prin rezilință, temperatură de tranziție ductil-fragil, rezistență la rupere, alungire.

Creșterea dimensiunilor construcțiilor prin sudură determină o creștere a pericolului ruperii fragile datorită îmbătrînirii deformaționale.

În anumite condiții, îmbătrînirea deformațională a oțelurilor cu conținut scăzut de carbon are efecte favorabile de durificare: crește rezistența la rupere, la oboseală și la fluaj; crește rigiditatea etc. În acest caz *îmbătrînirea deformațională poate fi considerată un tratament termomecanic.*

Duritatea

Măsurarea durității este cea mai simplă și radă metodă de caracterizare a oțelului îmbătrînit deformațional, aplicabilă după orice tip de formare plastică. Însă, sensibilitatea metodei este mică pentru primele stadii ale îmbătrînirii deformaționale deoarece măsurarea durității este legată de deformații relativ mari, iar schema deformării prealabile nu coincide cu schema deformării, la determinarea durității.

Pentru a se păstra schema deformării, se poate aplica deformarea plastică cu bila de la măsurare a durității Brinell și apoi, înainte și după îmbătrînire, în amprenta Brinell se măsoară duritatea Rockwell.

Determinarea durității oțelului îmbătrînit deformațional poate fi utilizată ca o măsură a coeficientului de durificare și a anizotropiei acestui coeficient.

Creșterea durității la îmbătrînirea deformațională indică o creștere a gradului de fixare a dislocațiilor de către impurități.

Creșterea maximă a durității la *îmbătrînirea deformațională naturală* (IDN) a oțelului cu conținut scăzut de carbon este de 10—20 *HB*. Mărirea concentrației de C + N în soluția solidă, prin călire de la Ac_1, determină o scădere puternică a perioadei de incubație la îmbătrînire după care se constată creșterea durității. În acest caz, se atinge o duritate maximă de două

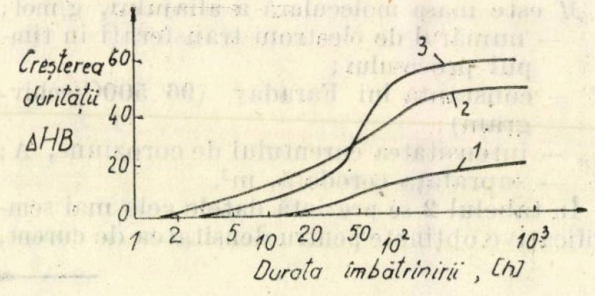


Fig. 1. Creșterea durității la îmbătrînirea naturală a oțelului cu conținut scăzut de carbon: 1 — normalizare + deformare 5% + îmbătrînire; 2 — călire de la 700°C + deformare 5% + îmbătrînire; 3 — călire de la 700°C + îmbătrînire

ori mai mare decît în cazul oţelului necălit, însă mai mică decît duritatea oţelului îmbătrînit după călire, dar deformat (fig. 1).

S-a constatat că *îmbătrînirea deformaţională artificială* (IDA) duce la o variaţie similară a durităţii. Duritatea este foarte puţin sensibilă la supraimbătrînire.

Îmbătrînirea artificială efectuată după o îmbătrînire naturală de lungă durată (opt luni) provoacă o creştere suplimentară a durităţii.

În cazul în care îmbătrînirea deformaţională artificială are loc după călire, se obţine o scădere a durităţii.

Proprietăţile mecanice determinate prin încercarea statică la tracţiune

Prin încercarea statică la tracţiune se pot determina caracteristici de rezistenţă, de plasticitate, de deformabilitate, de durificare, de rupere, de comportare a dislocaţiilor şi de interacţiunea dislocaţii-impurităţi.

Studierea proprietăţilor mecanice ale oţelului la îmbătrînirea deformaţională cu ajutorul încercării la tracţiune se efectuează după schema din figura 2.

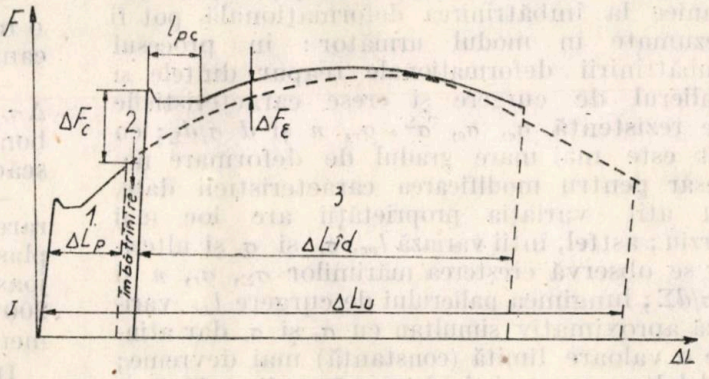


Fig. 2. Schema determinării principalilor indicatori ai îmbătrînirii deformaţionale prin încercarea statică la tracţiune: 1 — deformarea preliminară; 2 — îmbătrînirea; 3 — încercarea după îmbătrînire; F — forţa de tracţiune; $\Delta L = L_u - L_0$, lungirea; L_u — ultima lungire la rupere; $\Delta L_u = L_u - L_0$, lungirea la rupere; l_{pc} — lungimea palierului de curgere; ΔL_p — lungirea preliminară; ΔL_{id} — lungirea după îmbătrînirea deformaţională; ΔF_c — creşterea forţei de curgere după îmbătrînire; ΔF_ε — creşterea forţei după mbătrînire şi deformare peste limita de curgere

Limita de curgere, σ_c, în cazul unor tensiuni normale, variază în funcţie de mărimea grăuntelui conform ecuaţiei Hall-Petch :

$$\sigma_c = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \qquad (23)$$

unde σ_0 este tensiunea pentru continuarea alunecării în planele active de alunecare din interiorul grăunţilor (domenii structurale), între care are loc transmiterea prin ştafetă a alunecării; $Kd^{-1/2}$—tensiunea necesară pentru transmiterea prin ştafetă a alunecării între grăunţi (domenii structurale) cu diametrul d; coeficientul K caracterizează dificultatea iniţierii alunecării în grăuntele vecin şi are expresia :

$$K = \sigma_d \; l^{1/2} \qquad (24)$$

unde σ_d este tensiunea de blocare a dislocaţiilor sau tensiunea de generare a dislocaţiilor noi în zona din apropierea limitei grăunţilor, iar l este distanţa dintre limita grăuntelui şi cea mai apropiată sursă de dislocaţii. K ar trebui să depindă şi de dezorientarea planelor active de alunecare din grăunţi, între care are loc transmiterea prin ştafetă a alunecării. În ecuaţia Hall-Petch ar trebui să se ţină seamă, mai ales la grade mari de deformare, de substructura grăunţilor şi de gradul de texturare.

Comportarea materialului la încercarea la tracţiune ar trebui determinată cu ajutorul *curbei caracteristice* care exprimă legătura între *tensiunea* σ *şi deformaţia specifică* :

$$\sigma = \frac{F}{S} \qquad (25)$$

$$\Sigma = \frac{L - L_0}{L_0} 100 \qquad (26)$$

unde F este forţa de tracţiune; S — aria secţiunii transversale variabilă în timpul încercării; L_0 — lungimea iniţială a epruvetei între repere; L — lungimea epruvetei între repere, variabilă în timpul încercării.

Dincolo de limita de curgere, curba caracteristică de tracţiune $\sigma = f(\Sigma)$ poate fi aproximată cu relaţia :

$$\sigma = K \cdot \Sigma^n \qquad (27)$$

unde K este o constantă : n — coeficientul de durificare.

Viteza de durificare la îmbătrînirea deformaţională se poate exprima prin relaţia :

$$\frac{d\sigma}{d\Sigma} = Kn \cdot \Sigma^{n-1} \qquad (28)$$

Variaţia proprietăţilor mecanice la tracţiunea statică în funcţie de durata îmbătrînirii deformaţionale se poate reprezenta sub forma unei scheme (fig. 3).

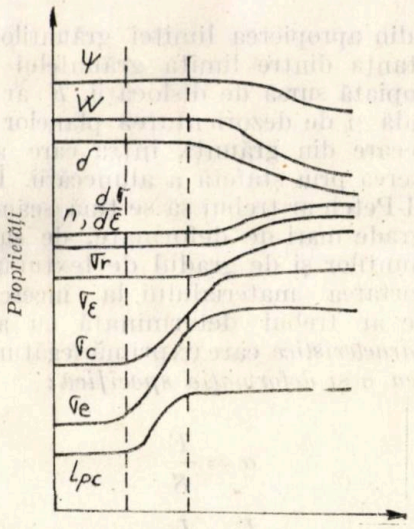


Fig. 3. Schema variației proprietăților mecanice la îmbătrînire deformațională la temperatură joasă: ψ — gîtuirea; W — lucrul mecanic de rupere; δ — alungirea; n — coeficientul de durificare; $d\sigma/d\varepsilon$ — viteza de durificare deformațională; σ_r — rezistența la rupere; σ_ε — limita de curgere la o deformație ε dată; σ_c — limita de curgere; σ_e — limita de elasticitate; l_{pc} — lungimea palierului de curgere

Particularitățile variației proprietăților mecanice la îmbătrînirea deformațională pot fi rezumate în modul următor: în procesul îmbătrînirii deformaționale reapar dintele și palierul de curgere și cresc caracteristicile de rezistență σ_e, σ_c, σ^Σ, σ_r, n și $d\sigma/d_\Sigma$; cu cît este mai mare gradul de deformare necesar pentru modificarea caracteristicii date, cu atît variația proprietății are loc mai tîrziu; astfel, întîi variază l_{pc}, σ_e și σ_c și ulterior se observă creșterea mărimilor σ_Σ, σ_r, n și $d\sigma/d\Sigma$; lungimea palierului de curgere l_{pc} variază aproximativ simultan cu σ_c și σ_e dar atinge o valoare limită (constantă) mai devreme; celelalte caracteristici încep să varieze după ce l_{pc} atinge o valoare limită. Nesimultaneitatea variației proprietăților este legată de gradul de blocare a dislocațiilor, de un anumit stadiu al îmbătrînirii deformaționale. Variația mărimilor l_{cp}, σ_e și σ_c poate fi legată de tensiunea suplimentară necesară deblocării dislocațiilor din atmosferele de impurități. Variația celorlalte proprietăți peste palierul de curgere este legată de tensiuni mai mari deoarece o mare parte din dislocațiile de deformare nu mai pot fi deblocate prin solicitarea ulterioară. Aceste dislocații neblocate determină creșterea mărimilor σ_Σ, n și σ_r. Creșterea mărimii $d\sigma/d\Sigma$ concordă cu micșorarea numărului dislocațiilor care participă la deformare datorită blocării lor prin îmbătrînire. Studierea cineticii variației caracteristicilor de rezistență permite obținerea de informații privind cinetica blocării dislocațiilor pentru diferite grade de deformare ulterioară.

În procesul îmbătrînirii deformaționale se observă micșorarea alungirii δ, a gîtuirii φ și a lucrului mecanic de rupere W (aria de sub curba de tracțiune). Deoarece determinarea acestor caracteristici este legată de deformații relativ mari, variația lor (ca și a lui σ_Σ, n și σ_r) are loc mai tîrziu decît variația lui l_{pc}, σ_e și σ_c.

Deoarece mărimile δ, φ și W sînt legate de procesul de rupere (de formarea și creșterea fisurilor), proces mai bine localizat comparativ cu procesul de durificare, aceste mărimi au o variație care depinde mai puternic de distribuția dislocațiilor dependente, în general, de structura materialului. De aceea, este mai dificil de corelat aceste mărimi cu stadiile îmbătrînirii.

Trebuie să se țină seamă de faptul că δ, φ și W depind de temperatură, avînd un interval de tranziție de la ruperea tenace (ductilă) la ruperea fragilă situat sub temperatura ordinară în cazul probelor netede (necrestate). De aceea, dacă îmbătrînirea deformațională nu micșorează valorile acestor caracteristici în domeniului tenace, ci numai deplasează intervalul de tranziție spre temperaturi sub temperatura ordinară, îmbătrînirea nu va fi însoțită de micșorarea lui δ, φ și W, măsurate la temperatura ordinară.

— Concentrația efectivă de C + N exercită o influență puternică asupra proprietăților mecanice, prin temperatura de îmbătrînire.

— Creșterea limitei de curgere la îmbătrînire $\Delta\sigma_c$ pentru oțelurile cu conținut scăzut de carbon este de 40-80 MN/m² (4-8 kgf/mm²) iar scăderea alungirii este de aproximativ 10%.

— Fenomenul de supraîmbătrînire (micșorarea proprietăților de rezistență și creșterea plasticității) la îmbătrînirea de temperatură joasă este foarte slab, dar la temperaturi peste 200°C și mențineri peste trei — cinci ore fenomenul este important.

Din punct de vedere teoretic și, adesea, și practic, cea mai mare importanță la îmbătrînirea deformațională o are variația limitei de curgere $\Delta\sigma_c$ și a palierului de curgere l_{pc} deoarece sînt foarte sensibile și permit obținerea de informații privind cinetica îmbătrînirii la nivel dislocațional.

Uneori se consideră că variația lui σ_c și l_{pc} este un indice universal al îmbătrînirii deformaționale.

În cazul variației conținutului de carbon din oțel între 0,05 și 0,32%, mărimea $\Delta\sigma_c$ la sfîrșitul creșterii lui l_{pc} se află între limitele 33 și 58 MN/m² (3,3 — 5,8 kgf/mm²).

Creșterea inițială a lui σ_c este legată de un anumit stadiu al blocării dislocațiilor. Această creștere este corelată cu creșterea parametrului $Kd^{-1/2}$ în ecuația Hall-Petch, care atinge practic valoarea limită la terminarea creșterii lui l_{pc}; mărimea σ_0 rămîne constantă. Dacă diametrul grăuntelui d este constant parametrul $Kd^{-1/2}$ are o valoare limită, aceeași pentru multe oțeluri

și pentru diferite tipuri de prelucrări sau tratamente. Este explicabil faptul că mărimea $s\Delta\sigma_c$, în momentul terminării creșterii lui l_{pc}, depinde de compoziția chimică și tratamentul oțelului. Întrucît parametrul $Kd^{-1/2}$ este legat de tensiunea transmiterii prin ștafetă a alunecării de la un grăunte la altul, din considerațiile de mai sus rezultă că, în stadiile inițiale ale îmbătrînirii deformaționale, sînt blocate mai intens dislocațiile de la limitele grăunților.

Observațiile directe și indirecte arată că densitatea de dislocații la limita grăunților oțelului slab deformat este sensibil mai mare decît în interiorul grăunților. De aceea, în primul rînd aceste dislocații absorb impuritățile C + N. Acest fapt concordă cu microduritatea mai mare a zonelor de la limitele grăunților de ferită după IDN și IDA și cu creșterea mai mare a microdurității zonelor centrale ale grăunților decît cu cea a zonelor de la limitele grăunților în cazul îmbătrînirii artificiale (după o îmbătrînire naturală de două luni).

Variația proprietăților mecanice în primul stadiu al îmbătrînirii este deci explicabilă dacă se ține seamă de blocarea neuniformă a dislocațiilor datorită topografiei lor, a densității diferite, a interacțiunii dintre ele și de deblocarea dislocațiilor din atmosferele de impurități.

Măsurarea mărimii l_{pc} arată că ea depinde mai mult de compoziția chimică și structura oțelului în stare inițială decît în stare îmbătrînită deformațional. De exemplu, pentru un oțel OL37 necalmat, în stare inițială, l_{pc} a variat între 0 și $72 \cdot 10^{-2}$mm, iar în stare îmbătrînită deformațional a variat de la $25 \cdot 10^{-2}$ la $60 \cdot 10^{-2}$mm. Aceste date arată că deși densitatea și distribuția dislocațiilor depind de structura inițială și compoziția oțelului, mărimea l_{pc} după îmbătrînire deformațională este legată puternic de un anumit stadiu de blocare a dislocațiilor de către atomii de impurități.

Ținînd seamă de concentrația de C + N, de temperatura de îmbătrînire și de supraîmbătrînire, variația lungimii palierului de curgere în funcție de durata îmbătrînirii deformaționale poate avea aspectele din figura 4.

Dacă direcția deformării preliminare și direcția deformării finale nu coincid ,se observă fenomenul de anizotropie a durificării la îmbătrînirea deformațională, care are importanță teoretică și practică pentru că :

— în practica îmbătrînirii deformaționale cele două direcții de deformare nu coincid ;

— anizotropia limitei de curgere este importantă pentru cinetica reapariției dintelui și palierului de curgere în tablele supuse îndreptării ;

— cunoașterea anizotropiei este deosebit de necesară în cazul în care îmbătrînirea deformațională este utilizată ca tratament de durificare.

Efectul anizotropiei se manifestă puternic pentru σ_c și l_{pc} și constă în aceea că, dacă direcțiile deformării preliminare și finale nu coincid, creșterea lui σ_c și l are loc mult mai puțin decît în cazul coincidenței.

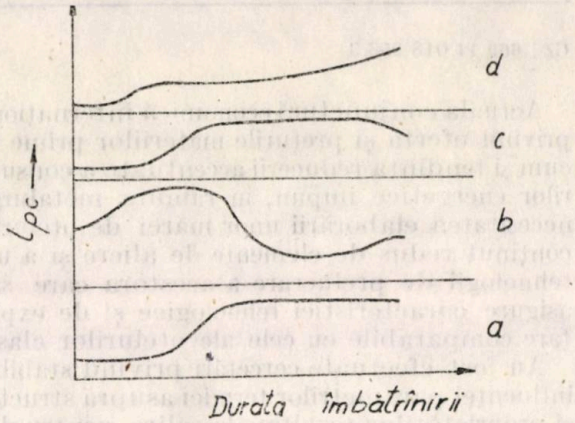


Fig. 4. Schema variațiilor posibile ale lungimii palierului de curgere în funcție de durata îmbătrînirii deformaționale a oțelului cu conținut scăzut de carbon :

a — îmbătrînire de temperatură joasă, concentrație efectivă C + N mică ;

b — îmbătrînire de temperatură joasă, concentrație efectivă C + N inițială mare în soluție solidă ;

c — îmbătrînire artificială fără stadiul de supraîmbătrînire ;

d — îmbătrînire artificială cu supraîmbătrînire

Pentru tabla destinată ștanțării, creșterea lui σ_c și l este nedorită și, ca urmare, se recomandă obținerea unui efect de anizotropie maxim.

Dacă îmbătrînirea deformațională este utilizată ca tratament de durificare, se urmărește obținerea unui efect de anizotropie minim.

Îmbătrînirea artificială a oțelului laminat, efectuată după o îmbătrînire naturală îndelungată, provoacă o creștere a lui σ_e, σ_c, σ_r și o micșorare a lui δ și ψ.

Dacă însă îmbătrînirea naturală decurge în condițiile unei concentrații efective C + N mari în soluția solidă, îmbătrînirea artificială ulterioară micșorează σ_c și σ_r o dată cu creșterea temperaturii de îmbătrînire și mărește slab alungirea.

Cercetări experimentale privind influența niobiului asupra mărimii intervalului temperaturilor de austenitizare la călirea unor oțeluri rapide cu conținut scăzut în elemente de aliere

Dr. ing. R. Șaban, ing. M. V. Suciu
Institutul Politehnic București
și ing. M. L. Georgescu
I. T. Republica București

CZ: 669.14.018.253.3

Actuala conjunctură economică internațională privind oferta și prețurile materiilor prime precum și tendința reducerii accentuate a consumurilor energetice impun, în ramura metalurgiei, necesitatea elaborării unor mărci de oțeluri cu conținut redus de elemente de aliere și a unor tehnologii de prelucrare a acestora care să le asigure caracteristici tehnologice și de exploatare comparabile cu cele ale oțelurilor clasice.

Au fost efectuate cercetări privind stabilirea influenței parametrilor termici asupra structurii și proprietăților rezultate la călire, pentru două mărci de oțeluri rapide cu conținut scăzut de elemente de aliere.

Determinările au fost efectuate pe două șarje de oțel rapid, elaborate în cuptor cu inducție cu capacitatea de 50 kg. Compoziția chimică a mărcilor de oțel studiate este prezentată în tabelul 1.

Lingourile obținute au fost forjate cu coroiaj C = 68, iar barele rezultate au fost supuse recoacerii în vederea asigurării prelucrabilității prin așchiere.

În figurile 1,2 și 3 sînt prezentate micrografiile optice ale materialului șarjei 1, călit de la trei temperaturi de austenitizare.

Din analiza micrografiilor rezultă că, în toate cazurile, structura este alcătuită din carburi primare și eutectice, plasate în masa metalică de bază, formată din martensită, carburi secundare globulare și austenită reziduală.

Carburile primare și eutectice sînt plasate în limitele de grăunte și au forme preponderent globulare; o parte din aceste carburi se evidențiază sub forme poliedrice și sub forme alungite.

Din punctul de vedere al mărimii de grăunte, încălzirea la 1 180°C determină o granulație corespunzătoare domeniului granulației foarte fine ($M_{SG} = 15$), în vreme ce încălzirile la 1200 și 1 220°C plasează granulația în domeniul granulației fine ($M_{SG} = 12-13$). Este de menționat faptul că, o dată cu creșterea temperaturii de austenitizare, se accentuează gradul de neuniformitate a granulației, în sensul că o proporție din ce în ce mai mare de grăunți grosolani alternează cu grăunți fini de austenită.

Tabelul 1

Compoziția chimică a șarjelor de oțel studiate

Numărul șarjei	Compoziția chimică, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Nb
Șarja 1	0,95	0,67	0,28	0,010	0,020	3,90	3,40	2,00	3,30	—
Șarja 2	0,92	0,70	0,29	0,010	0,018	3,97	3,30	1,98	3,25	1,02

Din barele forjate și recoapte au fost prelevate probe de dimensiunile 14×14×20 mm în vederea stabilirii influenței condițiilor de austenitizare asupra mărimii grăuntelui austenitic, a proporției de austenită și a durității în stare călită.

Condițiile experimentale, prezentate în tabelul 2, au fost stabilite pe baza datelor din literatura de specialitate precum și a unor studii și cercetări efectuate anterior.

Aprecierea mărimii granulației austenitice s-a realizat pe cale metalografică, prin metoda Schnyder-Graff; proporția de austenită reziduală a fost determinată prin analiză difractometrică pe un difractometru cu raze X tip TUR M 62, iar durităților în stare călită au fost măsurate pe durimetru tip Rockwell.

Tabelul 2

Condițiile experimentale de călire

Numărul șarjei	$T_{încălzire}$, °C	$t_{menținere}$, min	Mediul de răcire
Șarja 1	1 180	2,5	baie izotermă 510°C, 3 min, aer
	1 200		
	1 220		
Șarja 2	1 210	2,5	baie izotermă 510°C, 3 min, aer
	1 230		
	1 250		

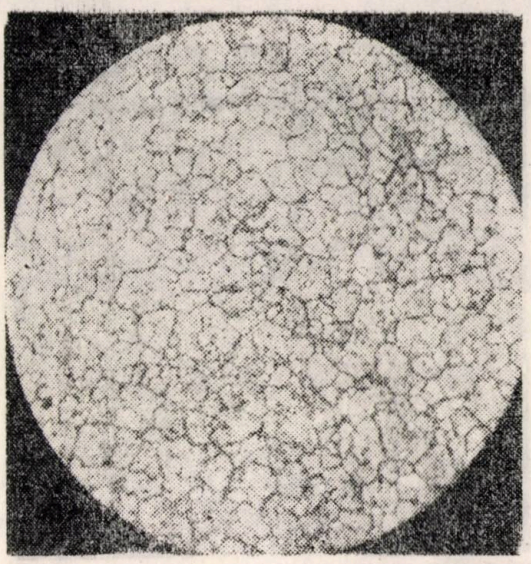


Fig. 1. Micrografia optică a materialului șarjei 1 călit în condițiile 1 180°C/2,5 min; baie izotermă 510°C/3 min/aer; 500:1

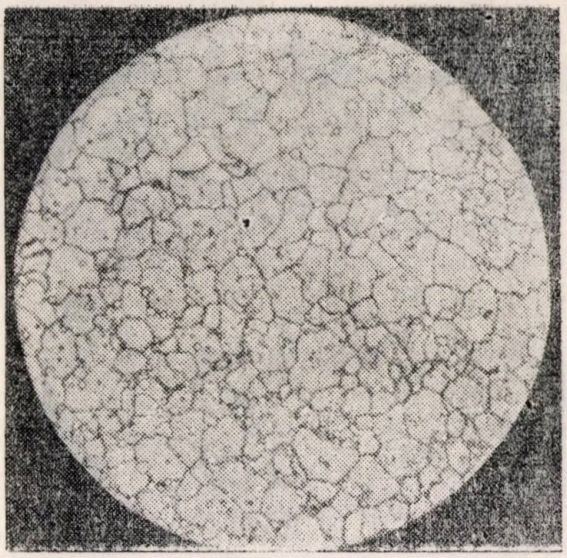


Fig. 2. Micrografia optică a materialului șarjei 1 călit în condițiile 1200°C/2,5 min; baie izotermă 510°C/3 min/aer; 500:1

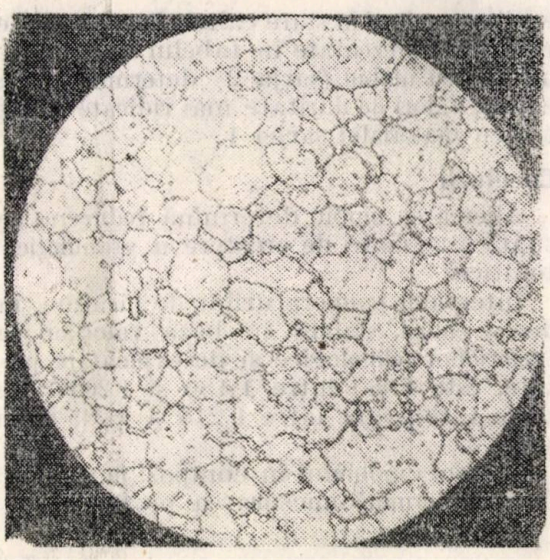


Fig. 3. Micrografia optică a materialului șarjei 1 călit în condițiile 1 220° C/2,5 min; baie izotermă 510°C/3 min/aer; 500:1

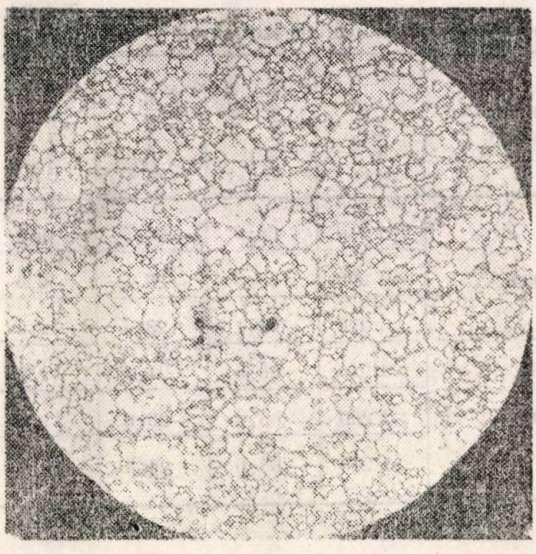


Fig. 4. Micrografia optică a materialului șarjei 2 călit în condițiile 1 210°C/2,5 min; baie izotermă 510°C/3 min/aer; 500:1

Studiul micrografiilor optice ale materialului șarjei 2 călit, de asemenea, de la trei temperaturi de austenitizare (fig. 4,5,6) relevă prezența celorlalte tipuri de constituenți metalografici ca și în cazul șarjei 1.

În ceea ce privește mărimea de grăunte, încălzirile la temperaturi de 1 210 și 1 230°C nu duc la diferențieri evidente. Mărimea de grăunte, rezultată prin încălziri la aceste temperaturi, se situează în domeniul granulației foarte fine ($M_{SG} = 15$). Încălzirea la 1 250°C se manifestă printr-o ușoară tendință de creștere a granulației austenitice ($M_{SG} = 13 - 14$) și a gradului de neuniformitate a acesteia.

În urma analizei comparative, rezultă că alierea cu niobiu determină o bună stabilitate în ceea ce privește tendința de creștere a grăuntelui austenitic, aceasta menținîndu-se în limitele granulației foarte fine, într-un interval mai larg de temperaturi.

Determinarea proporției de austenită reziduală în stare călită evidențiază modificări structurale importante datorate prezenței niobiului. În tabelul 3 sînt prezentate valorile proporțiilor de austenită reziduală și martensită, determinate prin analiză difractometrică pentru cele două șarje studiate.

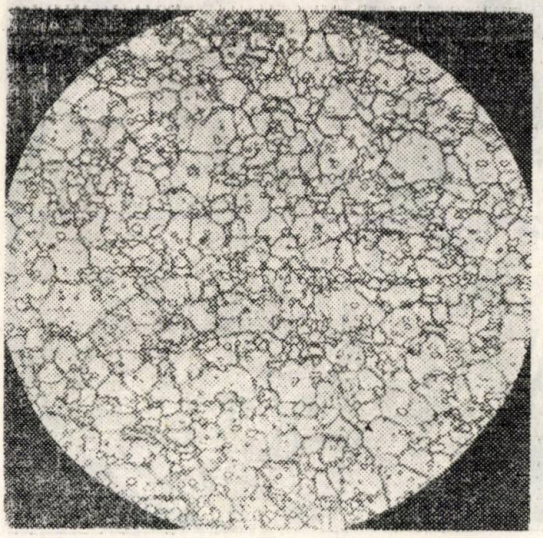


Fig. 5. Micrografia optică a materialului şarjei 2 călit în condiţiile 1 230° C/2,5 min; baie izotermă 510°C/3 min/aer; 500:1

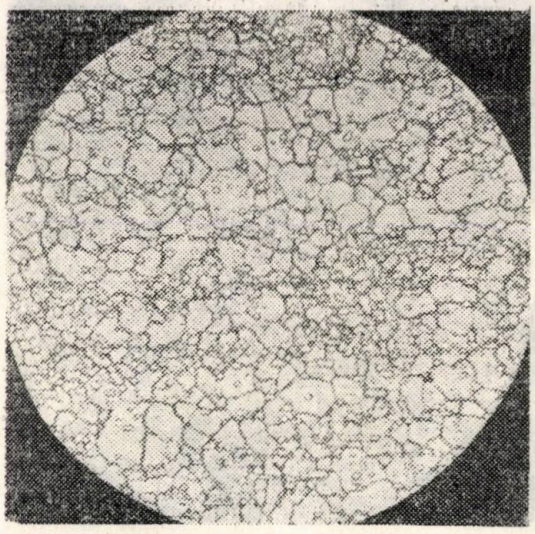


Fig. 6. Micrografia optică a materialului şarjei 2 călit în condiţiile 1 250°C/2,5 min; baie izotermă 510°C/3 min/aer; 500 : 1

Tabelul 3

Proprietăţile constituenţilor structurali în stare călită

Numărul şarjei	$T_{călire}$, °C	Martensită, %	Austenită reziduală, %	Carburi, %
Şarja 1	1 180	65,2	25,6	9,2
	1 200	63,5	27,5	9,0
	1 220	62,1	28,4	9,5
Şarja 2	1 210	66,6	21,4	12,0
	1 230	65,4	23,6	11,0
	1 250	63,6	24,4	12,0

enţilor rezultaţi în stare călită. Din datele experimentale prezentate în tabelul 4 se deduce că alierea cu niobiu (şarja 2) determină, în stare călită, valori de duritate mai ridicate comparativ cu materialul şarjei 1.

Concluzii

Alierea cu niobiu determină reducerea accentuată a tendinţei de creştere a granulaţiei austenitice.

Intervalul temperaturilor de încălzire, în vederea călirii, stabilit în baza valorilor caracteristicilor tehnologice şi de exploatare prezentate, este situat între 1 180 şi 1 200°C pentru şarja 1, respectiv între 1 210 şi 1 245°C pentru şarja 2.

Prezenţa niobiului în compoziţia şarjelor studiate determină micşorarea proporţiei de austenită reziduală în stare călită care anticipează o intensitate redusă a fenomenului de durificare secundară la revenire.

Tabelul 4

Valorile durităţii *HRC* obţinute în stare călită

Caracteristici / Numărul şarjei	Şarja 1			Şarja 2		
Temperatura de călire, °C	1 180	1 220	1 220	1 210	1 230	1 250
Duritate, *HRC*	63	62	60	64	64	63

Din analiza datelor experimentale prezentate, rezultă, în cazul alierii cu niobiu (şarja 2), o proporţie de austenită reziduală mai redusă comparativ cu şarja 1. Acest fenomen poate fi explicat prin formarea carburii de niobiu, NbC, foarte stabilă şi care se dizolvă în cantităţi mici la încălzirea în vederea călirii.

Valorile durităţii confirmă aprecierile asupra influenţei niobiului privind proporţia constituenţilor

BIBLIOGRAFIE

[1] Rău, Al., Vacu, Silvia: *Elaborarea oţelurilor de scule.* Ed. tehnică, Bucureşti, 1964.

[2] Mantea, Şt. şi Dulămiţă, T.: *Teoria şi practica tratamentelor termice.* Ed. tehnică, Bucureşti, 1966.

[3] Drăgan, I.: *Tehnologia deformării plastice.* Ed. didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1976.

Dr. ing. I. Ciobanu
Universitatea Braşov

Determinarea teoretică şi experimentală a coeficientului de viteză în reţelele de turnare

CZ : 531.112

Curgerea aliajelor lichide prin reţelele de turnare constituie un fenomen hidraulic şi termic. Cunoaşterea coeficientului de viteză în reţelele de turnare şi a influenţei diverşilor factori asupra acestuia permite calcularea cu precizie a vitezelor de alimentare la turnare şi dimensionarea corectă a reţelelor de turnare.

Calculul coeficientului de viteză în reţelele de turnare este posibil deoarece curgerea aliajelor la turnare decurge conform legilor hidrodinamicii. Exactitatea acestui calcul este îngreunată de fenomenele termice care au loc în timpul curgerii şi care influenţează curgerea datorită variaţiei viscozităţii. Procesele termice din timpul curgerii aliajelor prin reţelele de turnare se produc în regim nestaţionar, fiind influenţate de viteza de curgere.

Din această cauză, pentru calculul teoretic la vitezei de alimentare, se adoptă următoarele ipoteze :

— curgerea se desfăşoară în regim hidraulic staţionar ;

— temperatura şi viscozitatea aliajului sînt constante de-a lungul reţelei şi egale cu valoarea medie ;

— dimensiunile reţelei nu se modifică în timpul curgerii ;

— pierderile de presiune liniare şi prin rezistenţe locale se calculează conform relaţiilor cunoscute în hidraulică ;

— contrapresiunea gazelor din formă este neglijabilă.

Aceste ipoteze sînt valabile atunci cînd :

— turnarea se efectuează la o temperatură suficient de ridicată pentru ca vîrful aliajului să nu înceapă să se solidifice în reţeaua de turnare ;

— căderea de temperatură a aliajului în reţeaua de turnare este relativ mică în raport cu supraîncălzirea faţă de temperatura lichidus ;

— alimentarea cavităţii utile are loc direct, prin cădere liberă ;

— forma are permeabilitate mare sau canale de aerisire ;

— nivelul aliajului lichid în pîlnie este menţinut constant.

Se pune în evidenţă în ce măsură viscozitatea unui aliaj lichid influenţează viteza de alimentare şi coeficientul de viteză a reţelei (la turnare).

S-au analizat eventualele diferenţe dintre curgerea aliajelor lichide în formă şi curgerea apei la studiul reţelelor de turnare prin modelare hidraulică.

În cadrul acestui studiu s-a utilizat o reţea de turnare cu un alimentator avînd forma şi dimensiunile din figura 1.

Pe baza dimensiunilor reţelei, s-au calculat viteza de alimentare şi coeficientul de viteză în cazul turnării unei fonte cenuşii cu 3,4 % C, la temperatura medie de 1 350 şi 1 300°C, avînd viscozitatea cinematică $\nu = 1{,}2 \cdot 10^{-6}$ m²/s şi $1{,}3 \cdot 10^{-6}$ m²/s. De asemenea,

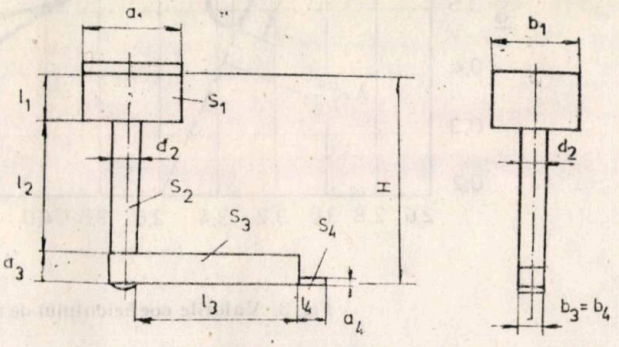


Fig. 1. Forma şi dimensiunile reţelei de turnare studiate

s-a calculat viteza de alimentare şi coeficientul de viteză pentru cazul turnării apei cu $\nu = 10^{-6}$ m²/s printr-un model hidraulic de stiplex avînd aceleaşi dimensiuni.

Valorile calculate s-au comparat cu valorile determinate experimental prin modelare fizică cu apă. S-a utilizat un model hidraulic de reţea de turnare (fig. 2), avînd aceleaşi dimensiuni cu cele ale reţelei din figura 1.

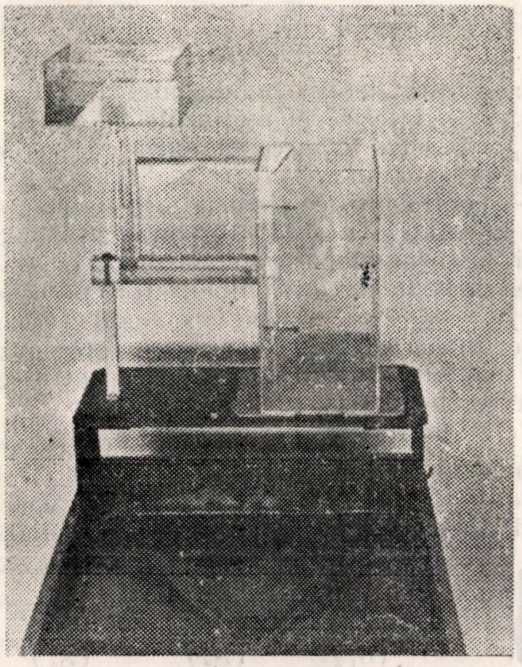


Fig. 2. Modelul hidraulic utilizat în cadrul determinărilor experimentale

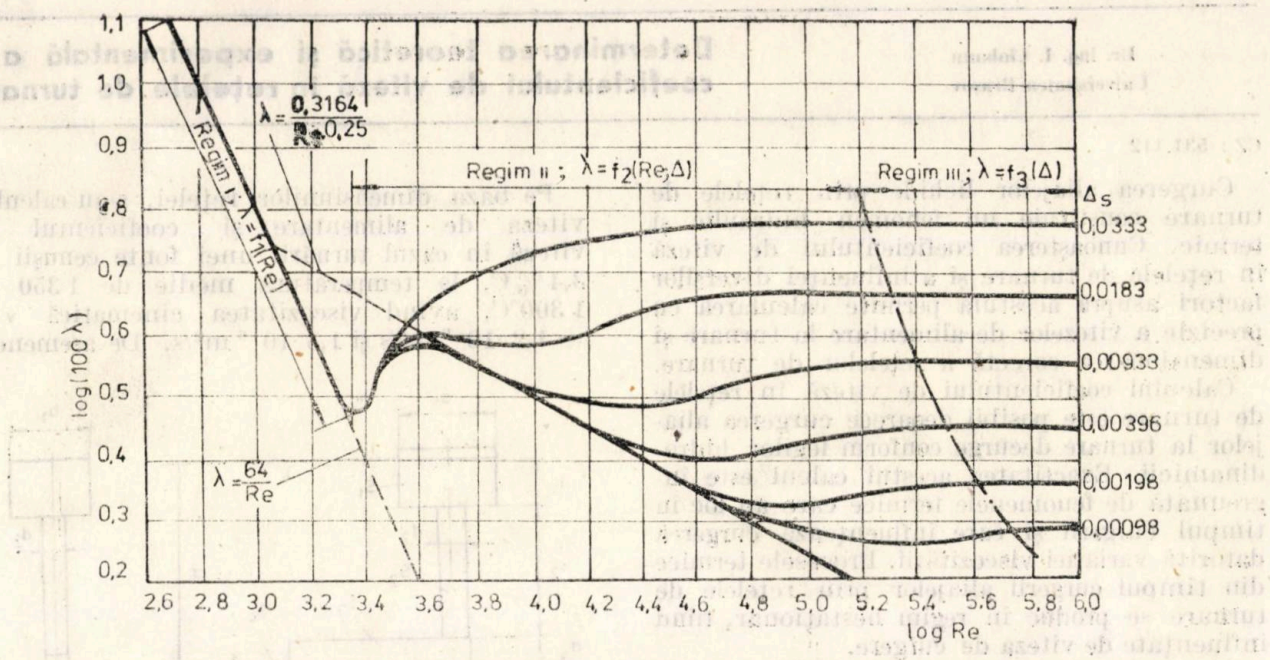


Fig. 3. Valorile coeficientului de rezistență liniară (Diagrama lui Nikuradze)

Calculul vitezei de alimentare s-a stabilit pornind de la aplicarea legii lui Bernoulli pentru secțiunea nivelului de lichid din pîlnie (S_1) și secțiunea de atac a alimentatorului (S_4).

Adoptînd drept nivel de referință nivelul axei alimentatorului, se obține:

$$\rho g H + \rho \frac{v_1^2}{2} + p_1 = \rho \frac{v_4^2}{2} + p_4 + \zeta_{l1} \rho \frac{v_1^2}{2} + \zeta_{l2} \rho \frac{v_2^2}{2} + \zeta_{l3} \rho \frac{v_3^2}{2} + \zeta_{l4} \rho \frac{v_4^2}{2} + \zeta_{1,2\,str} \rho \frac{v_1^2}{2} + \zeta_{2,3\,cot} \cdot \rho \frac{v_2^2}{2} + \zeta_{3,4\,str} \rho \frac{v_3^2}{2} \quad (1)$$

unde: ρ este densitatea aliajului lichid; v_1, v_2, v_3, v_4 — vitezele în secțiunile S_1, S_2, S_3 și S_4; ζ_{l1}, ζ_{l2}, ζ_{l3}, ζ_{l4} — coeficienții de pierderi liniare pe porțiunile l_1, l_2, l_3, l_4; $\zeta_{1.2\,str}$, $\zeta_{2.3\,oct}$, $\zeta_{3.4\,str}$ — coeficienții de pierderi prin rezistențele locale la strangularea de la intrarea în piciorul pîlniei, la cotul de la baza piciorului și la strangularea de la intrarea în alimentator. Se consideră $p_1 = p_4 = p_a$, valabil în cazul turnării directe într-o cavitate cu aerisire corespunzătoare. Aplicînd legea continuității pentru secțiunile rețelei se scrie:

$$S_1 v_1 = S_2 v_2 = S_3 v_3 = S_4 v_4 \quad (2)$$

Înlocuind toate vitezele din relația (1) în funcție de v_4 se obține relația finală de calcul al vitezei de alimentare pentru rețeaua studiată:

La rîndul lor, coeficienții de pierderi liniare se calculează prin relația:

$$\zeta_l = \lambda \frac{1}{D} = \lambda \frac{l P}{4 S} \quad (4)$$

unde λ este coeficientul de rezistență liniară;

l — lungimea elementului considerat;

D — diametrul echivalent al secțiunii;

S — suprafața secțiunii

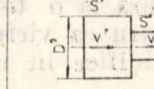
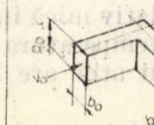
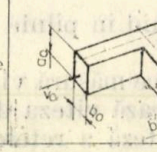
Tipul rezistenței hidraulice	Forma și dimensiunile rezistenței hidraulice	Relația de calcul a coeficientului de pierderi
Strangulare		$\zeta_{str} = 0,5\left(1 - \frac{S}{S'}\right)$
Cot fără racordare		$\zeta_{cot} = k_\Delta k_{Re} \zeta_{rA} \zeta_M$
Cot cu nișă, fără racordare		$\zeta_{cot,n} = 1,2 k_\Delta k_{Re} \zeta_{rA} \zeta_M$

Fig. 4. Relațiile de calcul pentru coeficienții de pierderi locale de presiune

$$v_4 = \sqrt{\frac{2gH}{1 + \zeta_{l1}\left(\frac{S_4}{S_1}\right)^2 + \zeta_{l2}\left(\frac{S_4}{S_2}\right)^2 + \zeta_{l3}\left(\frac{S_4}{S_3}\right)^2 + \zeta_{l4} + \zeta_{1,2\,str}\left(\frac{S_4}{S_1}\right)^2 + \zeta_{2,3\,cot}\left(\frac{S_4}{S_2}\right)^2 + \zeta_{3,4\,cot}\left(\frac{S_4}{S_3}\right)^2 - \left(\frac{S_4}{S_1}\right)^2}} \quad (3)$$

Coeficientul de rezistență liniară λ depinde de caracterul curgerii, caracterizat prin numărul Reynolds (Re) și de rugozitatea relativă (Δ_s) a pereților. Aceste mărimi se calculează prin relațiile :

$$Re = \frac{vD}{\nu} \qquad (5)$$

$$\Delta_s = \frac{\Delta}{D} \qquad (6)$$

unde v este viteza medie de curgere în secțiunea respectivă ; ν — viscozitatea cinematică ; Δ — rugozitatea absolută a pereților.

Valorile coeficientului λ sînt date în diagrama lui Nikuradze redată în figura 3.

Coeficienții de pierderi prin rezistențele locale specifice acestei rețele de turnare se calculează prin relațiile date în figura 4.

Coeficientul K_Δ din relația de calcul a pierderilor la cot depinde de rugozitatea specifică a rețelei, iar coeficientul K_{Re} depinde de numărul Reynolds în secțiunea anterioară cotului. Coeficientul C_1 depinde de forma secțiunii (în amotele cotului). Valorile coeficienților A și ζ_Δ depind de unghiul cotului.

Valorile acestor coeficienți sînt date în tabelele 1—3.

După cum se observă, valorile coeficienților de pierderi liniare ζ_{l_1}, ζ_{l_2}, ζ_{l_3}, ζ_{l_4} și valoarea coeficientului de pierderi la cotul rețelei $\zeta_{2,3\text{cot}}$ depind de numărul Reynolds, deci și de viteza de curgere prin secțiunile respective, viteze care nu sînt cunoscute. Din această cauză, calculul vitezei în secțiunea de atac, v_4, pe baza relației (3) se realizează prin metoda iterativă, prin aproximații succesive.

Se adoptă inițial o viteză de curgere prin secțiunea de atac, egală cu viteza ideală, dată de relația lui Toricelli :

$$(v_4)_0 = \sqrt{2gH} \qquad (7)$$

Tabelul 1

Valorile coeficienților k_Δ și k_{Re}

Re	$0-4\cdot10^4$	$\geqslant 4\cdot10^4$	
Δ_S	—	$\leqslant 0{,}001$	$> 0{,}001$
k_Δ	1,0	$1 + 500\ \Delta_S$	1,5
k_{Re}	45λ	1,0	

Tabelul 2

Valorile coeficientului C_1

$\frac{a_0}{b_0}$	0,25	0,50	0,75	1,00	1,5	2,0	3,0	4,0
C_1	1,10	1,07	1,04	1,00	0,95	0,90	0,83	0,87

Tabelul 3

Valorile coeficienților ε_M și A

γ	20	30	45	60	75	90	110	130	150	180
ε_M	0,05	0,07	0,17	0,37	0,63	1,00	1,56	2,16	2,67	3,00
A	2,50	2,22	1,87	1,50	1,28	1,20	1,20	1,20	1,20	1,20

Aceasta se calculează pe baza legii continuității vitezelor ideale din celelalte secțiuni ale rețelei $(v_1)_0$, $(v_2)_0$, $(v_3)_0$. În funcție de aceste viteze, se calculează coeficienții de pierderi și apoi, înlocuind în relația (3) se calculează viteza de alimentare în primă aproximare $(v_4)_1$. Calculul se reia pornind de la această viteză. Se calculează vitezele corespunzătoare primei aproximări în celelalte secțiuni $(v_1)_1$, $(v_2)_1$, $(v_3)_1$ și coeficienții de pierdere a presiunii respective.

Tabelul 4

Dimensiunile rețelei de turnare studiate

Denumirea cotei	Simbolul și valoarea dimensiunii elementului			
	pîlnie	picior	distribuție	alimentator
Înălțimea secțiunii, m	$a_1 = 0{,}19$	$d_2 = 0{,}02$	$a_3 = 0{,}02$	$a_4 = 0{,}004$
Lățimea secțiunii, m	$b_1 = 0{,}20$	$d_2 = 0{,}02$	$b_3 = 0{,}02$	$b_4 = 0{,}02$
Lungimea elementului, m	$l_1 = 0{,}08$	$l_2 = 0{,}255$	$l_3 = 0{,}18$	$l_4 = 0{,}02$
Aria secțiunii, m²	$S_1 = 0{,}038$	$S_2 = \pi\cdot10^{-4}$	$S_3 = 4\cdot10^{-4}$	$S_4 = 8\cdot10^{-5}$
Perimetrul, m	$P_1 = 0{,}78$	$P_2 = 2\pi\cdot10^{-2}$	$P_3 = 0{,}08$	$P_4 = 0{,}048$
Diametrul echivalent, m	$D_1 = 0{,}194$	$D_2 = 0{,}02$	$D_3 = 0{,}02$	$D_4 = 0{,}0067$
Înălțimea rețelei, m	$H = l_1 + l_2 + d_3 - \frac{d_4}{2} = 0{,}353$			

Înlocuind în relația (3) se recalculează viteza de alimentare în aproximarea a doua. Calculul se repetă, în mod similar, pînă cînd diferența dintre valorile vitezei de alimentare, obținute la două aproximări succesive, se încadrează în limitele de eroare impuse inițial.

După stabilirea teoretică a vitezei de alimentare în urma ultimei iterații, se calculează coeficientul de viteză al rețelei ca raport între viteza reală și viteza ideală, prin relația :

$$\mu = \frac{(v_4)}{(v_4)_0} \qquad (8)$$

În tabelul 4 sînt date dimensiunile rețelei studiate pentru care s-au efectuat calculele și determinările experimentale.

Calculele au fost efectuate pentru fonta cenușie cu 3,4 % C și două viscozități diferite.

Simultan, s-au efectuat experimentări pentru determinarea vitezei reale de alimentare și a coeficientului de viteză în rețele prin modelare hidraulică.

S-a folosit metoda măsurării debitului prin rețea, măsurînd volumul de apă care s-a scurs prin secțiunea de alimentare într-un timp cronometrat.

Tabelul 5

Rezultate experimentale

Timpul t, s	Volumul de apă V, m^3	Secțiunea alimentatorului S_4, m^2	Viteza reală de alimentare V_4, m/s	Viteza ideală de alimentare $(V_4)_0$, m/s	Coeficientul de viteză, μ
11,54	$2{,}0691 \cdot 10^{-3}$	$8 \cdot 10^{-5}$	2,2407	2,632	0,851
12,68	$2{,}2948 \cdot 10^{-3}$	$8 \cdot 10^{-5}$	2,2622	2,632	0,859
13,34	$2{,}4077 \cdot 10^{-3}$	$8 \cdot 10^{-5}$	2,2561	2,632	0,857
Valoarea medie :			2,253	2,632	0,856

Viteza reală de alimentare, determinată experimental, s-a stabilit cu relația :

$$v_4 = \frac{V}{t \cdot S_4} \qquad (9)$$

unde V este volumul de apă care a trecut prin alimentatorul cu secțiunea S_4, în timpul t.

Rezultatele determinărilor experimentale sînt date în tabelul 8. Analizînd rezultatele, se desprind următoarele concluzii :

— vitezele de alimentare calculate teoretic în cazul fontei lichide nu diferă mult, la variații ale viscozității în limitele considerate ;

— vitezele de alimentare, calculate teoretic în cazul curgerii apei prin modelări hidraulice, nu diferă mult de rezultatele obținute în cazul fontei ;

— viteza de alimentare determinată experimental prin modelare hidraulică este foarte apropiată de valorile calculate. Valorile determinate experimental sînt mai mici decît cele calculate în cazul curgerii apei. Aceasta pune în evidență faptul că relațiile de calcul al coeficienților de pierderi duc la valori mai mici ale pierderilor de presiune teoretice decît cele reale.

Coeficienții de viteză în rețele se pot determina cu suficientă precizie în laboratoare, prin modelare fizică, iar valorile lor pot fi luate în considerare la dimensionarea unor rețele de turnare cu configurație similară ;

— dintre coeficienții de pierderi, cea mai mare pondere privind pierderile de presiune o au coeficienții de pierderi locale la schimbările de direcție (coturi) și coeficientul de pierderi liniare în alimentator.

BIBLIOGRAFIE

[1] Todicescu, A.: *Mecanica fluidelor*, București, Editura tehnică, 1974

[2] Idelcik, I., E.: *Spravocinik po ghidravliceskim soprotivleniem*, Moscova Izdatelstvo Energhiia, 1960.

[3] Sofroni, L., Brabie, V. și Bratu, C.: *Bazele teoretice ale turnării* Ed. didactică și pedagogică, București 1980.

[4] Ciobanu, I.: *Influența alimentării asupra calității pieselor turnate din aliaje metalice*. Teză de doctorat, I.P.B., 1985.

Încercări experimentale privind înlocuirea oțelurilor slab aliate de cementare cu fontă cu grafit nodular călită izoterm

Dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea — Brașov
ing. Al. Găleșanu și ing. I. Ciobanu
I.C.S.I.T.T. — Brașov

CZ:669.131.622:66.046

Rezultatele promițătoare obținute în diverse țări puternic dezvoltate [1], [2], [3], privind înlocuirea oțelurilor de cementare în construcția de mașini cu fonte cu grafit nodular călite izoterm, au trezit interesul pentru o analiză sistematică a călirii izoterme efectuate pe fonte cu grafit nodular indigene cu o compoziție chimică apropiată.

Încercările experimentale prezentate în această lucrare s-au executat pe epruvete de tracțiune, oboseală și uzare și au urmărit elucidarea unor semne de întrebare ce decurgeau din cercetarea bibliografică, și anume:

— Fonta cu grafit nodular indigenă este capabilă ca, prin călire izotermă, să posede proprietăți mecanice apropiate de cele ale oțelurilor de cementare? Care este regimul termic adecvat?

— Care este rolul normalizării ca tratament termic prealabil, aplicat înaintea călirii izoterme, operație uneori recomandată în literatură?

— Care este influența structurii de turnare asupra proprietăților mecanice ale fontelor cu grafit nodular?

S-au elaborat și turnat, în acest scop, prin procedeul Sandiwch, 12 semifabricate Ø 85 × × 260 mm din fontă Fgn 600-2 cu o compoziție chimică apropiată de cea a fontelor destinate obținerii, prin călire izotermă, a sortimentului de fontă [5] care se utilizează, în prezent, în construcția angrenajelor (tab. 1).

Analiza metalografică a structurii de turnare a arătat că, pe secțiunea semifabricatului, apar diferențe în privința mărimii, distribuției și compactității grafitului.

Duritatea pe secțiunea semifabricatului a fost cuprinsă între 260 și 285 *HB*, mai mică în centrul secțiunii semifabricatului și mai mare spre suprafața acestuia.

Pentru compararea proprietăților mecanice s-au ales două bare laminate din oțelurile 17CrNiMo 6 și 18 MnCr 10 cu o compoziție chimică care se încadrează în STAS 791-80 (tab. 1).

După recoacerea izotermă a semifabricatelor din oțel, prelucrarea mecanică a tuturor epruvetelor de tracțiune și oboseală s-a făcut la dimensiuni conform STAS 200-75 și STAS 1361-82, cu adaosuri de prelucrare în zona de lucru de 0,8 mm.

Dimensiunile epruvetelor de uzare de forma unor role (fig. 7) au fost dictate de realizarea vitezelor relative și a presiunilor specifice (asemănătoare angrenajelor) pe standul de încercare la uzare.

După prelucrare și marcare, în funcție de locul de prelevare, (fig. 9), epruvetele din oțel și fontă cu grafit nodular au fost supuse tratamentului termic.

Epruvetele din cele două calități de oțeluri au fost supuse unui tratament termic clasic de carburare, călire, revenire joasă, respectiv călire și revenire joasă.

Epruvetele din fontă au fost împărțite în două loturi distincte: lotul I, care a fost supus direct călirii izoterme, și lotul II care, înainte de călire, a fost normalizat (fig. 1).

Fiecărui regim al fiecărui lot i-au revenit cîte șase epruvete de tracțiune, de oboseală, respectiv trei perechi de epruvete de uzare.

Pentru evitarea deformării, epruvetele de tracțiune și de oboseală au fost încălzite și răcite izoterm în dispozitive.

Variația volumului specific al fontei în urma călirii izoterme este relativ mică și comparabilă cu valorile indicate în lucrările [1], [5].

Compoziția chimică a materialelor analizate *Tabelul 1*

Calitate	Marcă	Elemente, %									
		C	Mn	Si	Ni	Mo	Cr	S	P	Ti	Mg
Fontă cu grafit nodular	Fgn 600-2	3,58	0,45	2,56	0,97	0,33	0,03	0,022	0,012	—	0,061
Oțel de cementare	17CrNiMo6	0,15	0,44	0,23	1,38	0,3	1,46	0,025	0,013	—	—
	180MnCr10	0,2	0,91	0,36	0,2	—	1,02	0,021	0,010	0,005	—

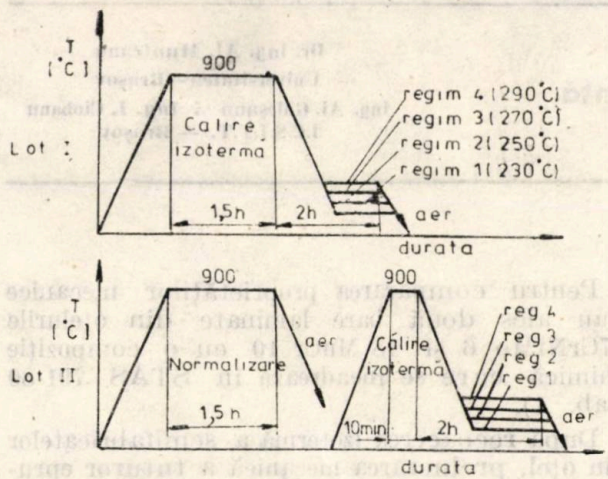


Fig. 1. Regimurile termice aplicate fontei cu grafit nodular

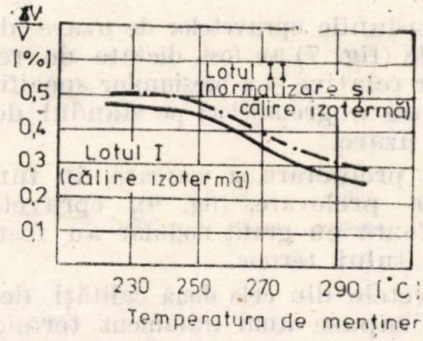


Fig. 2. Variația volumului specific la călire izotermă

S-a putut constata, în toate cazurile, o mărire uniformă de volum, variația dimensiunilor fiind mai mare pentru lotul II, normalizat, ceea ce presupune, în plus, o răcire în aer și o reîncălzire la temperatura de călire (fig. 2).

Analiza metalografică după călire izotermă a urmărit aspectul masei metalice, forma și distribuția constituenților pentru regimurile aplicate la puteri de mărire diferite: 110 :1, 330 :1 și 1000 :1.

În figura 3 sînt prezentate structurile obținute prin călirea izotermă a lotului I regimul 3, iar în figura 4 sînt prezentate structurile în cazul aceluiași regim 3 dar pentru lotul II.

Comparînd figurile 3 și 4, care înfățișează structurile reprezentative (care au dus în urma încercărilor la rezultatele cele mai bune), se trage concluzia că normalizarea prealabilă realizează constituenți mai fini fără ca amestecul de constituenți să difere calitativ.

În toate cazurile, indiferent de lot sau de regimul aplicat, în structură sînt prezente bainita, concentrată în jurul grafitului, austenita reziduală și martensita.

Ponderea mai scăzută a austenitei reziduale și a martensitei în structură, după normalizare și călire izotermă, este marcată de încercarea de duritate (fig. 5).

Încercarea la tracțiune a epruvetelor din fontă nu a făcut posibilă determinarea forței de curgere, limita de curgere neputînd fi, în aceste condiții, calculată.

a *b* *c*

Fig. 3. *a, b, c.* Structura de călire izotermă obținută în cazul lotului I, regimul 3; atac nital; 110 :1 ; 330 :1 ; 1000 : 1

a *b* *c*

Fig. 4. *a, b, c.* Structura de călire izotermă obținută în cazul lotului II, regimul 3; atac nital; 110 :1 ; 330 :1 ; 1000 :1

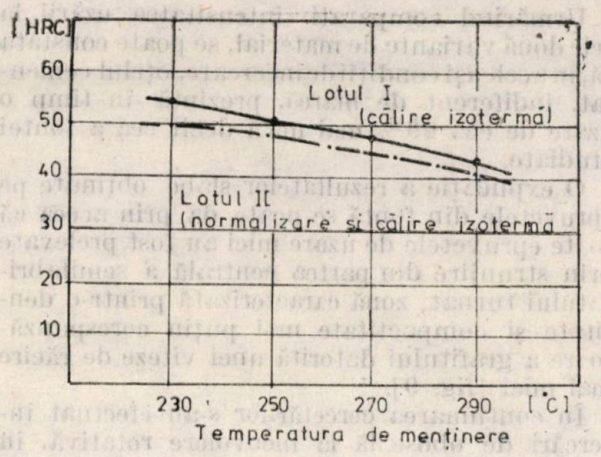


Fig. 5. Variația durității în funcție de temperatura de menținere izotermă

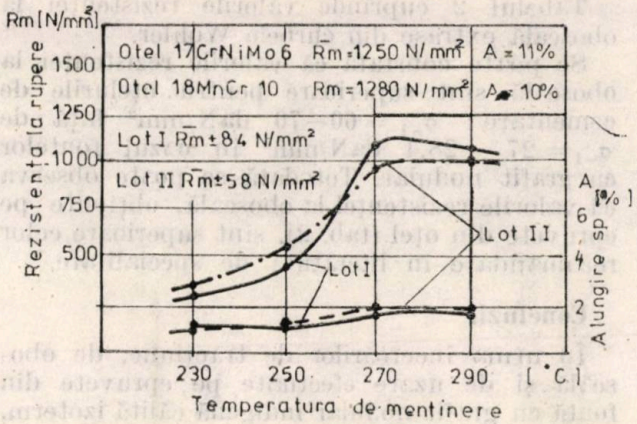


Fig. 6. Rezultatele încercării de tracțiune după călire izotermă

Rezultatele încercărilor și calculelor aferente pentru obținerea caracteristicilor mecanice și intervalele de încredere sînt prezentate în figura 6.

Din analiza rezultatelor încercării la tracțiune se poate afirma că aplicarea regimurilor 1 și 2, caracterizate prin temperaturi de menținere izotermă scăzută (230—250°C), conferă fontei cu grafit nodular caracteristici mecanice extrem de scăzute.

Rezistența medie la rupere, obținută în aceste condiții, este mult sub rezistența fontei în stare brută turnată ($Rm = 600$ N/mm).

Aplicarea regimurilor 3 și 4 determină o creștere sensibilă a rezistenței la rupere, la valori comparabile cu cele ale oțelurilor de cementare supuse călirii și revenirii joase.

Nu apar diferențe sensibile între comportarea la tracțiune a celor două loturi, ceea ce duce la concluzia că normalizarea, deși are influență asupra microstructurii, nu afectează rezistența la solicitare statică.

Totuși, se poate constata că normalizarea duce la o mai mică împrăștiere a valorilor rezistenței la rupere, $\pm$ 58 N/mm față de $\pm$ 84 N/mm.

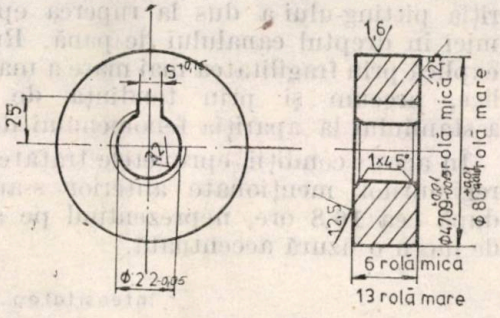
Analizînd comportarea la tracțiune a epruvetelor prelevate din centrul secțiunii semifabricatului turnat, acolo unde densitatea și compactitatea grafitului sînt mai scăzute, se poate trage concluzia că deosebit de importanți sînt factorii legați de structura de turnare a fontei.

Astfel, valorile rezistenței la rupere și ale alungirii specifice sînt cu 10—15% mai scăzute, atunci cînd epruvetele încercate la tracțiune au fost prelevate din centrul secțiunii semifabricatului turnat.

Compararea rezultatelor încercării de tracțiune din fonta cu grafit nodular Fgn 600-2, călită izoterm, cu cele obținute pe epruvete din oțel de cementare supuse tratamentului de călire și revenire joasă duce la observația că temperatura optimă a menținerii izoterme este situată între 270 și 290°C.

La aceste temperaturi de menținere, rezistența la rupere este situată în jurul valorilor de 1040—1150 N/mm și se apropie mult de cele obținute în cazul oțelurilor de cementare.

Alungirea specifică este, așa cum se bănuia, inferioară oțelurilor, 2—2,15% față de 10—11%,



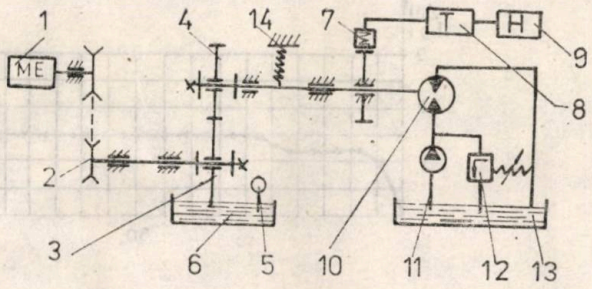


Fig. 7. Dimensiunile epruvetelor și schema standului de uzare utilizat:

1 — motor electric; 2 — transmisie prin curele; 3—4—epruvete de încercare; 5—termometru; 6— rezervor de ulei; 7 — traductor de turații; 8 —turometru; 9—contor de ore; 10—motor hidrostatic; 11 — pompa hidraulică; 12 — supapă de siguranță; 13 — rezervor de ulei; 14 — sistem pretensionat

Condiții de încercare:

- sarcina verticală 460 daN;
- presiunea specifică 11 845 daN/cm²;
- ungere prin barbotare;
- turația rolei mici 850 rot/min;
- viteza relativă 1,06 m/s;
- ulei T 75EP 1;
- temperatura uleiului 115—125°C;
- turația rolei mari 246 rot/min

dar este comparabilă cu valorile obținute pe plan mondial [1[, [3], [5].

Încercările comparative la solicitarea statică de tracțiune pe epruvete din fontă cu grafit nodular călite izoterm și pe oțelurile cementate au continuat cu determinarea rezistenței la uzare și a rezistenței la oboseală.

Dimensiunile epruvetelor destinate încercărilor de uzare sînt prezentate în figura 7. În cazul acestora, dimensiunile au fost dictate de realizarea vitezei relative și a presiunii specifice de contact.

Încercarea la uzare s-a executat pe stand în condițiile prezentate în figura 7 și a constat în analiza periodică a suprafețelor de lucru, precum și în efectuarea determinărilor gravimetrice.

În figura 8 se prezintă, comparativ, intensitatea uzării la oțelul 18 MnCr 10 cementat și la fontele cu grafit nodular (regimurile cu comportarea cea mai bună).

Loturile I și II, regimurile 1 și 2, care presupun călire izotermă la temperaturi de 230 — 250°C, deși au o duritate mai mare a masei metalice de bază, nu s-au comportat satisfăcător la uzare deoarece, la funcționarea pe stand, apariția pitting-ului a dus la ruperea epruvetelor mici în dreptul canalului de pană. Ruperea se explică prin fragilitatea mai mare a masei metalice, precum și prin tendința de vibrație a standului la apariția fenomenului de pitting.

În aceste condiții, epruvetele tratate conform regimurilor menționate anterior s-au distrus după cca 16,8 ore, neprezentînd pe suprafața de lucru o uzură accentuată.

Urmărind comparativ intensitatea uzării la cele două variante de material, se poate constata că, în aceleași condiții de încercare, oțelul cementat, indiferent de marcă, prezintă în timp o uzare de cca 29% mai mică decît cea a fontei studiate.

O explicație a rezultatelor slabe obținute pe epruvetele din fontă se poate da prin aceea că toate epruvetele de uzare mici au fost prelevate prin strunjire din partea centrală a semifabricatului turnat, zonă caracterizată printr-o densitate și compactitate mai puțin corespunzătoare a grafitului datorită unei viteze de răcire mai mici [fig. 9].

În continuarea cercetărilor s-au efectuat încercări de oboseală la încovoiere rotativă, în ciclu alternant simetric și la diferite niveluri de solicitare.

Tabelul 2 cuprinde valorile rezistenței la oboseală extrase din curbele Wöhler.

Se poate constata că valorile rezistenței la oboseală sînt superioare pentru oțelurile de cementare: $\sigma_{-1} = 60-70$ daN/mm² față de $\sigma_{-1} = 27 - 28{,}4$ daN/mm² în cazul fontelor cu grafit nodular. Totodată se poate observa că valorile rezistenței la oboseală, obținute pe epruvete din oțel (tab. 2), sînt superioare celor recomandate în literatura de specialitate.

Concluzii

În urma încercărilor de tracțiune, de oboseală și de uzare efectuate pe epruvete din fontă cu grafit nodular indigenă călită izoterm, se pot afirma următoarele:

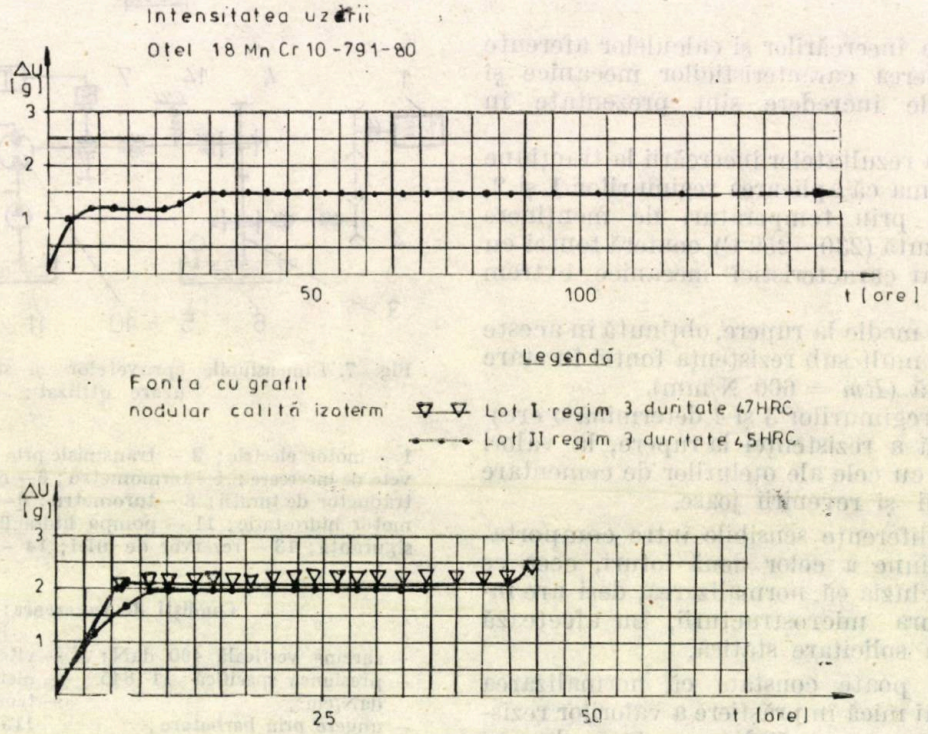


Fig. 8. Comparareа rezistenței la uzare

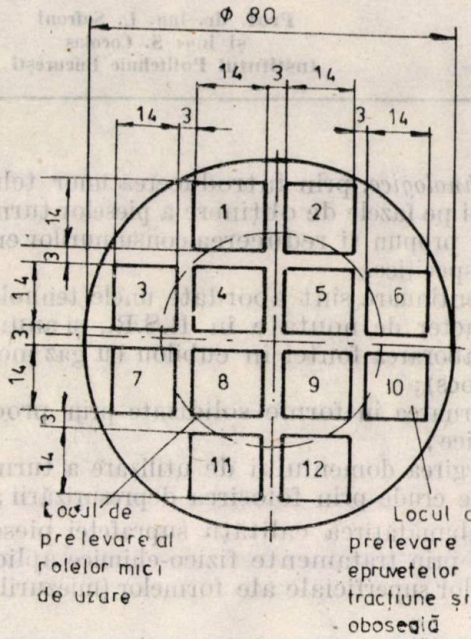


Fig. 9. Modul de prelevare a epruvetelor din semifabricatul turnat

Tabelul 2

Rezultatele încercării la oboseală

Materialul	Marca / Regimul termic	σ_{-1} daN/mm²	Marca / Regimul termic	σ_{-1} daN/mm²
Oțel de cementare	18MnCr10 necarburat C+r	56	17CrNiMo6 necarburat C+r	57
	18MnCr10 carburat C+r	60	17CrNiMo6 carburat C+r	70
Fonta cu grafit nodular	Lot I reg1 (230°C)	9,5	Lot II reg1 (230°C)	—
	Lot I reg2 (250°C)	13,8	Lot II reg2 (250°C)	16,5
	Lot I reg3 (270°C)	18,7	Lot II reg3 (270°C)	22,3
	Lot I reg 4(290°C)	27	Lot II reg 4(290°C)	28,4

C — călire
r — revenire joasă
Lot I — călire izotermă
Lot II — normalizare + călire izotermă

— Regimul optim de tratament termic pentru aceste fonte indigene este normalizarea, urmată de călire izotermă la 270—290°C.

— Normalizarea realizează o micșorare a dispersiei rezultatelor încercării la tracțiune, afectînd, în mică măsură, valorile medii ale caracteristicilor mecanice obținute.

— Structura de turnare a fontei, prin cantitatea, distribuția, forma și compactitatea grafitului, influențează, în mod vizibil, caracteristicile mecanice.

— Fonta cu grafit nodular indigenă călită izoterm poate fi utilizată la roți dințate cu angrenare permanentă mai slab solicitate mecanic din componența autovehiculelor.

Concluziile menționate nu pot fi extrapolate „ex abrupto" la roțile dințate executate în cele două variante de material. S-ar putea, avînd în vedere că sensibilitatea la concentratori de eforturi a fontelor este mai scăzută decît cea a oțelurilor, ca, în cazul unor încercări comparative pe roți dințate, comportarea roților din fontă cu grafit nodular călită izoterm să fie mult mai apropiată decît cea indicată de rezultatele acestor încercări efectuate pe epruvete.

BIBLIOGRAFIE

[1] Röhrig, K.: *Zwischenstufen des vergüteten Gusseisen mit Kugelgraphit.* În: Giesserei Praxis, R.F.G., nr. 1 — 2, 1983.

[2] Bechet, S., Röhrig, K.: *Traitement isotherme des fontes G.S. bainitiques.* Journneé d'Etude sur les Traitements Thermiques, 7 martie, 1985.

[3] Röhrig, K.: *Isothermisches Umwandeln von Gusseisen mit Kugelgraphit in der Bainitstufe.* În: Härterei Technische-Mitteilungen, R.F.G., vol. 39, nr. 2, 1984.

[4] Munteanu, Al.: *Tratamentul termic de călire izotermă a fontelor cu grafit nodular.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1986, p. 43—46.

[5] Munteanu, Al.: *Fonte cu grafit nodular dure și semidure călite izoterm destinate înlocuirii oțelurilor de cementare.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1986, p. 296—303.

Tehnologia de fabricație a pieselor turnate cu consumuri reduse de energie*

Prof. dr. ing. L. Sofroni
și ing. S. Cocolaș
Institutul Politehnic București

CZ : 621.747

Creșterea necontenită a populației și a nivelului de trai are ca un prim efect mărirea producției de bunuri de consum cu o viață relativ scurtă, ca de exemplu : automobile, utilaje industriale, articole de uz casnic etc.

Pentru a ține pasul cu creșterea rapidă a producției de bunuri de consum, trebuie realizată o însemnată creștere a cantității de piese turnate care se poate realiza prin mai multe căi, și anume :

— prin creșterea numerică a capacității de producție în care se lucrează după procedee denumite clasice, deci investiții noi ;

— prin creșterea productivității agregatelor și a utilajelor, prin mecanizarea și automatizarea fluxurilor tehnologice ;

— prin introducerea de procedee noi de formare și de turnare care se mai numesc și procedee speciale.

În actualul context al multiplelor crize mondiale de materii prime pentru turnătorii (de exemplu : nisip, lianți etc.), al crizei energetice (energie electrică, produse petroliere, gaze naturale, cocs etc.), și datorită creșterii cerințelor privind protecția mediului înconjurător și a îmbunătățirii condițiilor de muncă în sectoarele calde, autorii propun o serie de tehnologii, originale, de obținere a pieselor turnate cu consumuri energetice reduse.

În prezent, obținerea energiei în turnătorii se realizează prin arderea combustibililor și prin electrotermie.

Consumul energetic global al unei secții de turnare este alcătuit din două componente principale : consumuri tehnologice și consumuri netehnologice.

Evaluarea consumurilor energetice la producerea unei tone de piese turnate este o operație dificilă ,deoarece acestea depind de o multitudine de factori (complexitatea piesei turnate, gradul de tehnicitate a turnătoriei, calificarea personalului, tipul agregatelor termice etc.).

Valorile consumurilor specifice energetice în turnătorii variază între 0,81 și 1,87 tcc/tpb, consumuri superioare de cca cinci-zece ori față de cele realizate în secțiile de prelucrare mecanică.

Micșorarea marilor consumuri energetice în turnătorii impune adaptarea unor măsuri de ordine :

— *organizatorice*, prin mărirea gradului de utilizare a energiei în condițiile păstrării sau ridicării calității procesului termotehnologic și a fiabilității funcționării agregatelor ;

— *tehnologice*, prin introducerea unor tehnologii noi pe fazele de obținere a pieselor turnate care își propun și reducerea consumurilor energetice specifice.

În continuare sînt abordate unele tenhologii cu caracter de noutate în R.S.R., și anume :

— elaborarea fontei în cubilou cu gaz metan (fără cocs) ;

— turnarea în forme solidizate prin procese criogenice ;

— lărgirea domeniului de utilizare a turnării în forme crude prin folosirea depresurizării ;

— îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate prin tratamente fizico-chimice aplicate straturilor superficiale ale formelor (miezurilor).

Elaborarea fontei în cubilou cu gaz metan (fără cocs)

Pentru obținerea fontei de a doua fuziune necesară turnării pieselor, elaborarea aliajului lichid se poate realiza în diferite agregate : cubilouri, cuptoare cu inducție, cuptoare electrice cu arc etc. Pentru alegerea agregatului de elaborare care în turnătorii reprezintă cel mai mare consumator de materii prime și energetice, se poate folosi comparația cheltuielilor necesare pentru obținerea unei tone de fontă lichidă. Din acest studiu comparativ rezultă că, cubiloul prezintă cheltuielile cele mai reduse (cu cca 53% mai mici decît cuptorul cu inducție), dar, cu toate că randamentul termic la încălzire și topire este bun ($\eta = 0{,}6 - 0{,}7$), acesta este foarte scăzut la supraîncălzire ($\eta = \max 0{,}1$) ; ca urmare, în unele cazuri, apare necesitatea elaborării în sistem duplex.

Elaborarea fontei în cubilou, în variantă clasică, presupune folosirea cocsului, material deficitar în condițiile crizei mondiale de energie. O tehnologie cu caracter de noutate pe plan mondial, propune înlocuirea cocsului cu gazul metan, iar în locul patului de cocs să fie folosit un strat de bile ceramice. Un asemenea agregat este prezentat în figura 1.

În cazul acestui cubilou [4] încărcătura se sprijină pe un grătar răcit cu apă, situat deasupra nivelului arzătoarelor. Pe grătar se găsește stratul de bile ceramice. Aceste bile au rolul de a acumula căldura și de a o transmite picăturilor metalice. Pe măsură ce bilele se consumă, nivelul stratului de bile se regenerează prin introducerea lor în încărcătură. Caracteristicile acestui agregat sînt următoarele :

— productivitatea este de 2—20 t/h ;

— consumul de gaz sub 50 m^3/t ;

* Lucrarea a fost prezentată la sesiunea Academiei R.S.R. din 3.06.1987, cu tema „Metalurgia viitorului"

— consumul de bile ceramice : 1% din greutatea încărcăturii ;

— coeficientul de utilizare a căldurii : 70%.

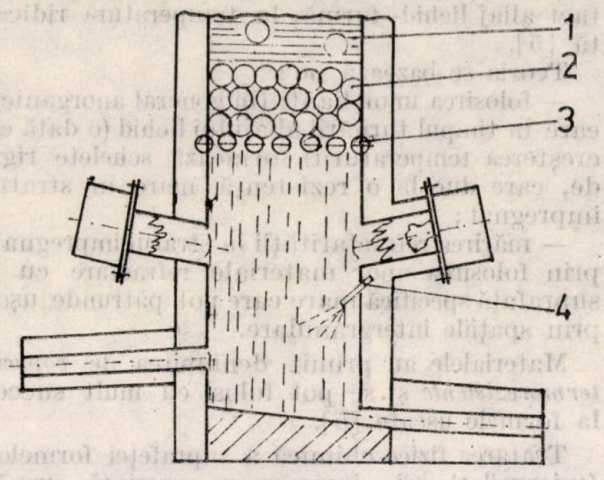


Fig. 1. Cubilou cu gaz (fără cocs) :
1 — coloană de încărcătură ; *2* — strat (pat) din bile grafitoceramice ; *3* — grătar răcit cu apă ; *4* — gură de introducere a agentului de carburare

Avantajele acestor cubilouri sînt :

— eliminarea totală a cocsului ;

— degajarea mai mică de gaze și praf, efect poluant scăzut ;

— obținerea fontei cu C = 3,8 — 3,9% și S = 0,01% ;

Turnarea în forme solidizate prin procedee criogenice

Pentru executarea formelor *clasice* se folosesc ca materii prime un component granular (nisip) și un liant (lichid sau solid). Proprietățile amestecurilor de formare depind în cea mai mare măsură de pelicula de liant care îmbracă corpul granular (fig. 2, *a*). În anul 1975, s-a experimentat în Anglia un nou procedeu de formare care constă în confecționarea formelor din nisip spălat (umezit) sau din nisip spălat (umezit) cu un procent scăzut de liant (argilă sau bentonită), la care rezistența mecanică a formelor este asigurată prin înghețare [1]. Înlocuirea peliculei de liant cu „filmul" de apă sau apă + liant de la limita corpurilor granulare (fig. 2, *b*) va creea ulterior o serie de avantaje pe multiple planuri.

Pentru realizarea formelor înghețate (procedeu EFFSET), se poate folosi drept agregat de răcire azotul lichid, bioxidul de carbon etc. Rigidizarea formelor se realizează rapid, prin pulverizarea suprafeței active cu azot lichid. În 180 s este înghețată forma la (— 50°C) pe o grosime de perete de cca 12 mm.

După turnarea aliajului lichid în forma rigidizată prin înghețare, la piesa turnată nu se constată modificări structurale sau schimbarea proprietăților mecanice, față de piesele etalon obținute prin procedeele de formare clasice.

Avantajele acestei tehnologii sînt următoarele :

— amestecul folosit la formele înghețate se poate recircula, pe cînd amestecurile clasice care au la bază lierea chimică, pentru a fi refolosite, necesită regenerare (investiții de utilaje și consumuri energetice ridicate) ;

— scad consumurile energetice la operația de curățire, datorită calității suprafeței pieselor turnate prin acest procedeu ;

— se elimină total sau parțial lianții folosiți la prepararea amestecului de formare ;

— se îmbunătățesc condițiile de muncă în turnătorii datorită faptului că la turnare nu mai are loc procesul de termodistrucție a liantului.

Lărgirea domeniului de utilizare a turnării în forme crude prin folosirea depresurizării

Dintre metodele clasice de obținere a pieselor turnate, turnarea în forme crude reprezintă metoda de lucru cea mai economică deoarece exclude operația de uscare a formelor, operație energointensivă.

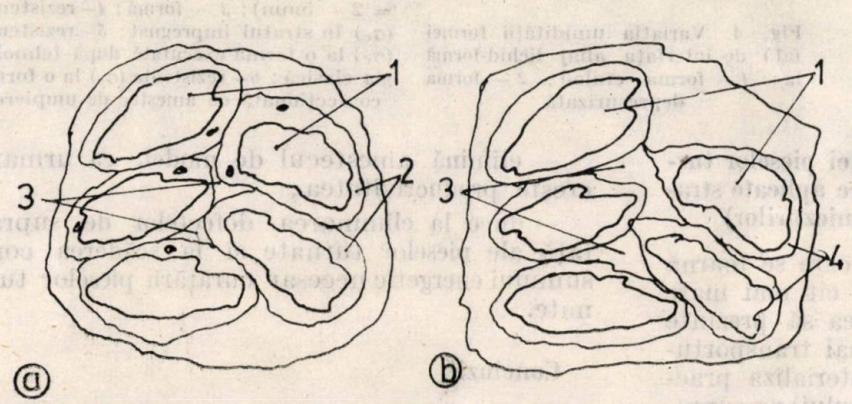


Fig.2. Prezentarea schematică a amestecului de formare :
a — în varianta clasică ; *b* — la solidizarea criogenică ; *1* — corp granular ; *2* — peliculă de liant ; *3* — spații intergranulare care conferă permeabilitate amestecului ; *4* — peliculă de apă (sau apă + liant) solidizată prin procedee criogenice

Turnarea în forme crude este limitată datorită următoarelor cauze :

— apa necesară formării peliculei de liant din amestec nefiind eliminată pe cale termică (prin operația de uscare) poate crea apariția suflurilor exogene în piesele turnate ;

— după turnarea aliajului lichid în formă are loc o creştere excesivă a umidităţii amestecului la o anumită distanţă de peretele formei iar piesa turnată se deformează.

Pentru a extinde domeniul de obţinere a pieselor turnate în forme crude, peste limita teoretică de 50—100 kg, prin eliminarea deficienţelor amintite mai sus, autorii propun depresurizarea formei [2].

În figura 3 se poate observa eliminarea posibilităţii de formare a suflurilor exogene la turnarea unei piese tehnologice din aliaj pe bază de aluminiu, iar în figura 4 se constată deplasarea zonei de condensaţie în varianta depresurizării.

După această tehnologie s-au turnat piese cu o greutate de 500kg, cu o reducere de 50% a rebutului datorat suflurilor exogene şi de o calitate a suprafeţei superioară.

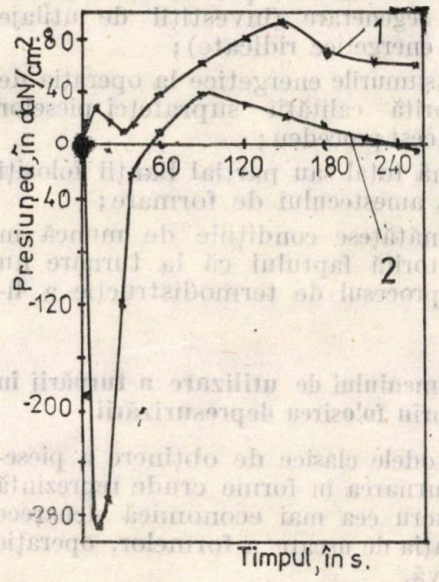


Fig.3. Presiunea gazelor (P_g) în forma crudă:
1 — etalon; *2* — depresurizată

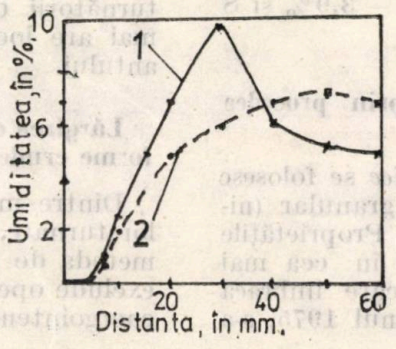


Fig. 4. Variaţia umidităţii formei faţă de interfaţa aliaj lichid-formă la: *1* — forma etalon; *2* — forma depresurizată

Această tehnologie se poate utiliza la formele crude [6].

În ultimii ani a apărut în literatură teoria obţinerii unei rezistenţe ridicate, în zona de contact aliaj lichid- formă, la temperatură ridicată [5].

Teoria se bazează pe:

— folosirea unor lianţi (în general anorganici) care în timpul turnării aliajului lichid (o dată cu creşterea temperaturii) formează schelete rigide, care duc la o rezistenţă mare în stratul impregnat;

— mărirea refractarităţii în stratul impregnat, prin folosirea unor materiale refractare cu o suprafaţă specifică mare care pot pătrunde uşor prin spaţiile intergranulare.

Materialele au primit denumirea de *vopsele termorezistente* şi se pot folosi cu mult succes la formele uscate [5].

Tratarea fizico-chimică a suprafeţei formelor (miezurilor) prin impregnare, prezintă următoarele avantaje:

— duce la scăderea consumului de lianţi;

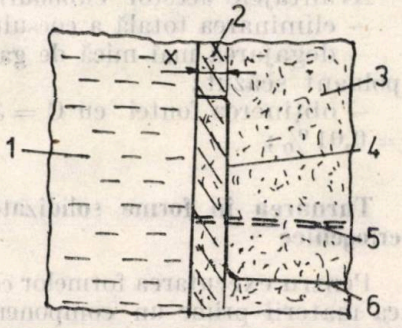


Fig.5. Mărirea rezistenţei în zona de contact aliaj lichid-formă prin tratamentul fizico-chimic de impregnare: *1* — aliaj lichid; *2* — zona din formă cu rezistenţa mărită prin impregnare (x = = 2 — 5mm); *3* — formă; *4* — rezistenţa (σ_c) în stratul impregnat; *5* — rezistenţa (σ_c) la o formă executată după tehnologia clasică; *6* — rezistenţa (σ_c) la o formă confecţionată cu amestec de umplere

Îmbunătăţirea calităţii suprafeţei pieselor turnate prin tratamente fizico-chimice aplicate straturilor superficiale ale formelor (miezurilor)

Teoretic, s-ar dori ca forma în care se toarnă aliajul lichid să aibă o rezistenţă cît mai mare în zona de contact, iar în rest ea să prezinte o rezistenţă mică, necesară numai transportului. Acest deziderat se poate materializa practic prin impregnarea formei (miezului) pe suprafaţa activă cu soluţii care, prin autoîntărire sau uscare superficială, măresc rezistenţa stratului de cîteva ori faţă de restul formei (fig. 5).

Deci, se poate trage concluzia că:

σ_c amestec umplere $< \sigma_c$ formă clasică $< \sigma_c$ strat impregnant (1).

— elimină amestecul de model, ca urmare creşte productivitatea;

— duce la eliminarea defectelor de suprafaţă ale pieselor turnate şi la scăderea consumului energetic necesar curăţării pieselor turnate.

Concluzii

După analiza succintă a variantelor tehnologice puse în discuţie de către autori, în continuare, acestea vor fi analizate din punctul de vedere al reducerii consumurilor energetice.

Elaborarea fontei în cubiloul fără cocs (cu gaz metan) duce la o scădere de cca 2—3 ori a consumurilor energetice, la o comparare cu

Tabelul 1

Consumurile energetice la diferite variante de elaborare în cubilou

Varianta tehnologică de elaborare în cubilou	Consumuri energetice, *t* combustibil convenţional, *t* fontă lichidă
Cubilou cu cocs de turnătorie	1,22—1,62
Cubilou cu cocs metalurgic	1,41—1,80
Cubilou cu cocs metalurgic şi cu aer cald (400—600°C)	0,78—1,00
Cubilou cu gaz metan	0,55—0,57

a amestecului, de uscare a formei, de regenerare a amestecului folosit şi de reducere considerabilă a consumurilor la formarea şi curăţarea pieselor turnate. Un calcul în acest sens duce la o reducere a consumurilor energetice de 1,50 tcc/tpt sau 4,21 MWh/tpt.

Prin tratarea fizico-chimică a suprafeţei formelor prin impregnare la forme crude, se urmăreşte o îmbunătăţire a calităţii suprafeţei pieselor turnate iar la formele uscate, pe lîngă reducerea consumurilor energetice la curăţare, se poate reduce simţitor ciclul de uscare a formelor.

Tabelul 2

Consumurile energetice pe diferite operaţii tehnologice

Operaţia tehnologică	Piesă turnată	Consumuri energetice cumulate		Observaţii
		tcc/t amestec	tcc/tpb	
Prepararea amestecului de formare	oţel	0,1978	1,385	forme uscate
Prepararea amestecului de formare	fontă	0,1688	1,182	forme uscate
Prepararea amestecului de formare	fontă	0,0061	0,0427	forme crude
Formare mecanizată	oţel	—	0,1952	piese de greutate mijlocie
Formare manuală	fontă	—	0,2906	piese de greutate mijlocie
Curăţarea pieselor	oţel	—	0,5882	piese de greutate mijlocie
Curăţarea pieselor	fontă	—	0,4429	piese de greutate mijlocie

Notă: La operaţia de preparare a amestecului pentru forme uscate a fost inclusă şi operaţia de uscare care necesită 0,1424 tcc/t amestec sau 1 tcc/tpb. Pentru obţinerea unei tpb se folosesc cca 7 t amestec. Ţinînd seamă de randamentul de lucru din centrale electrice (cca 33%) se consideră 1MWh = 0,356 tcc

diferitele variante actuale de elaborare (tab. 1).

La o turnătorie la care se folosesc cubilouri cu aer rece, iar drept combustibil cocsul de turnătorie sau metalurgic, consumul energetic la elaborare este de cca 4,2 MWh/tona fontă lichidă; prin modificarea cubilourilor (fig. 1) se obţine o economie de 2,6 MWh/tfl.

Deoarece la următoarele tehnologii se vor face referiri la amestecurile de formare (preparare, formare, uscare) precum şi la curăţarea pieselor turnate, în tabelul 2 sînt prezentate consumurile energetice actuale [3] raportate la tona de piese bune turnate.

Prin turnarea unor piese de greutate mijlocie din fontă în forme solidizate prin îngheţare, se fac importante reduceri ale consumurilor energetice la prepararea amestecului (se foloseşte doar 3—4% liant), la curăţarea pieselor turnate, eliminîndu-se operaţia de uscare a formelor; amestecul se poate recircula fără regenerare. Se poate estima la această tehnologie o economie de cca 1,37 tcc/tpt sau 3,85 MWh /tpt.

La înlocuirea tehnologiei de formare clasică a pieselor de greutate mijlocie turnate din oţel cu cea de obţinere a pieselor în forme depresurizate (vidate) sînt realizate economii prin: eliminarea completă a operaţiilor de preparare

Această tehnologie se poate materializa printr-o economie de 0,26 tcc/tpt sau 0,73 MWh/ /tpt, la formele crude şi de 0,86 tcc/tpt sau 2,42 MWh/tpt, la formele uscate.

Aşadar, măsurile tehnologice propuse reprezintă o serie de variante pentru diminuarea consumurilor energetice în turnătorii ,acţiune coroborată şi cu alte avantaje, dintre care: îmbunătăţirea condiţiilor şi a microclimatului la locul de muncă.

BIBLIOGRAFIE

[1]. Moore, C. şi Beet, D.: *Effset-Metallurgy, Sand Tehnology and Economics.* În: Foundry Trade Journal, Anglia, nr. 1049., 1979.

[2]. Sofroni, L. s.a.: *Improvement of Surface Quality of Castings by Greating Vacuum in the Mould during Pouring Alloys,* The 52-nd CIAFF, Melbourne, Australia, 1985.

[3]. Sofroni, L, Mărginean, I. şi Cernat, C.: *Bazele proiectării turnătoriilor.* Bucureşti, I.P.B., 1985.

[4]. Taft, R., T.: *Cokeless Cupola Melang in the Middle East.* În: Foundry Trade Journal, Anglia, nr. 3271, 1983.

[5] Valisovskii, I., V.: Aderenţe pe piesele turnate. Moscova, Maşinostroienie, 1983.

[6]. *** Impregnanţi pentru forme şi miezuri (prospect) ICSITPSCM şi IPB, 1987.

Considerații privind optimizarea lotului de fabricație a pieselor matrițate

Dr. ing. S. Badea
Institutul Politehnic București

CZ : 002.2 :621.81

În fabricația de piese matrițate, tipul proponderent este producția de serie/lot. În acest caz, mărimea lotului constituie un parametru care, în limitele unor valori optime și în cadrul capacităților de producție disponibile, poate regla circulația obiectelor muncii și continuitatea activităților, durata ciclului de fabricație, perioada de repetare a loturilor, mărimea și cheltuielile aferente stocurilor de materii prime, producție neterminată și produse finite.

Mărimea lotului este influențată de o serie de factori care au, în general, un caracter dinamic. Printre aceștia se deosebesc : volumul anual de producție a sortimentului luat în analiză, greutatea semifabricatelor și a pieselor, complexitatea produselor, procesul tehnologic, gradul de înzestrare tehnică a locului de muncă, organizarea muncii și a producției, nivelul și formele de cooperare, termenele și modul de aprovizionare cu materii prime, termenele de livrare a produselor, formele de programare a producției, pierderi datorate stocării și imobilizării mijloacelor circulante etc.

Din punct de vedere economic, producția este rentabilă dacă se realizează cu cheltuieli minime, în condițiile asigurării concomitente a sarcinilor cantitative, sortimentale și calitative, toate în termenele stabilite.

Deci, cheltuielile de fabricație privind lotul trebuie să fie cunoscute din punctul de vedere al legăturii lor directe și/sau indirecte—de regie—cu volumul producției.

Dacă un beneficiar emite comanda de execuție a unei cantități de piese matrițate de o complexitate, calitate de material și tehnologie cunoscute, impunînd și termenul de execuție, atunci, în funcție de disponibilitatea capacității de producție a unității producătoare, se va calcula numărul de loturi necesare și ritmicitatea lor în timp, astfel încît cheltuielile de producție să fie minime.

Este posibilă și o cantitate minimă de fabricație, ceea ce duce la costuri ridicate de producție care vor afecta negativ beneficiul. Dacă însă o cantitate de produse comandate depășește limita minimă, se impune optimizarea mărimii loturilor lansate în fabricație ca o condiție pentru maximizarea beneficiului.

În practică pot să apară situații în care loturile au valori minimale, maximale și optime (fig. 1) cu implicații corespunzătoare în mărimea cheltuielilor de fabricație.

De exemplu : pentru o cantitate de piese matrițate cheltuielile totale de fabricație C_T reprezintă suma cheltuielilor directe C_0, pentru întreaga cantitate, a cheltuielilor pentru pregătirea fabricației C_{PF} pe lotul de produse și a cheltuielilor de înmagazinare (stocare) a materiei prime și a pieselor, precum și de expediție a cantității de produse C_l.

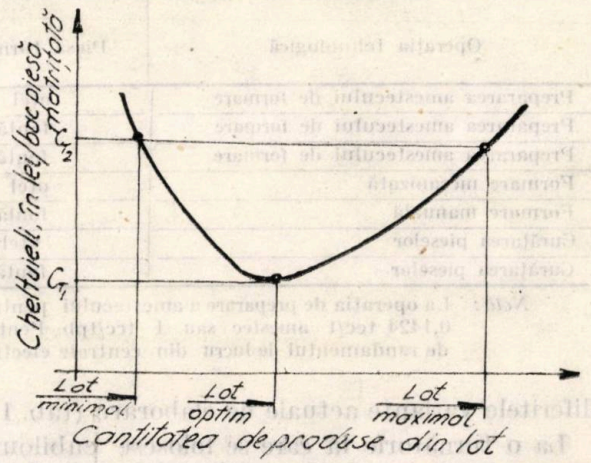


Fig. 1. Curba de variație hiperbolică a cheltuielilor de producție în funcție de cantitatea de produse din lotul de fabricație

Cheltuielile directe sînt reprezentate de produsul dintre cheltuielile directe pe bucată sau kilogram de piesă C_S și cantitatea totală de produse comandate de beneficiar Q.

Cheltuielile legate de pregătirea fabricației sînt condiționate de produsul dintre cheltuielile corespunzătoare pregătirii locului de muncă pentru un singur lot C_1 și numărul de loturi N, care vor forma întreaga cantitate cerută de beneficiar. Dacă mărimea lotului rămîne constantă, atunci $N = Q/X$, în care X este mărimea lotului în bucăți sau kilograme

Stabilirea cheltuielilor legate de înmagazinare este o problemă mai dificilă. De cele mai multe ori, astfel de cheltuieli sînt considerate greșite, neglijabile și, deci, nu sînt urmărite. Pentru a se lua în seamă și aceste cheltuieli, se presupune că secția productivă comandă semifabricate inițiale, independent, pentru fiecare lot de fabricație, care sînt consumate imediat, iar piesele obținute sînt expediate beneficiarului după execuția lor. Deci, cheltuielile efectuate în acest sens pot fi explicate prin produsul următorilor factori : cheltuielile de înmagazinare pen-

tru fiecare semifabricat sau piesă matriţată C_2 în lei/h şi bucăţi; timpul T necesar execuţiei pieselor în n/bucăţi; numărul de bucăţi din lot X şi numărul total de bucăţi din comandă.

Structura şi legăturile cheltuielilor totale rezultă din relaţiile:

$$C_T = C_D + C_{PF} + C_I = C_S \cdot Q + C_1 \cdot \frac{Q}{X} + C_2 \cdot T \cdot X \cdot Q, \quad (1)$$

sau:

$$C_T = Q\left[C_S + C_1 \cdot \frac{1}{X} + C_2 \cdot T \cdot X\right] \quad (2)$$

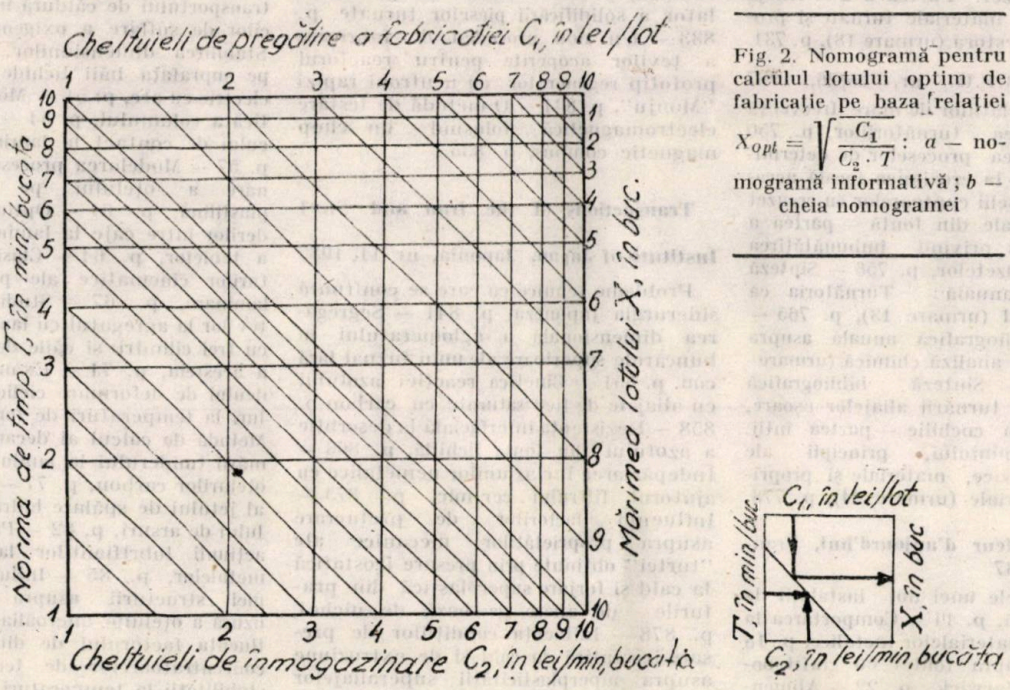


Fig. 2. Nomogramă pentru calculul lotului optim de fabricaţie pe baza relaţiei $X_{opt} = \sqrt{\frac{C_1}{C_2 \cdot T}}$: a — nomogramă informativă; b — cheia nomogramei

Prin derivarea relaţiei în funcţie de mărirea X a lotului şi prin egalarea cu zero a ecuaţiei, se obţin valorile extreme ale variabilei:

$$\frac{d}{dX} C_T = Q\left(-\frac{C_1}{X^2} + C_2 \cdot T\right) = 0 \quad (3)$$

Rezultă valoarea optimă a lotului de fabricaţie:

$$X_{opt} = \sqrt{\frac{C_1}{C_2 \cdot T}} \quad (4)$$

Utilizarea în practică a acestei relaţii presupune că semifabricatele şi piesele sînt înmagazinate numai în perioada de fabricaţie a produselor. În realitate însă sînt necesare măsuri de siguranţă conform cărora semifabricatele se aduc în depozit cu o anumită perioadă de timp înainte de începerea fabricaţiei, iar piesele matriţate se expediază după un timp de staţionare faţă de terminarea fabricaţiei. Această deficienţă organizatorică poate fi înlăturată dacă se acţionează permanent asupra factorului de timp T. De exemplu, dacă semifabricatele iniţiale sînt înmagazinate în depozitele secţiei cu un timp de 30% mai mare decît durata de fabricare a lotului, atunci timpul din relaţia lotului optim se va majora cu coeficientul $k = 1{,}3$.

Întrucît datele cuprinse în relaţia X_{opt} pot fi normate pentru fiecare secţie în parte, corespunzător dotării tehnologice şi a forţei de muncă, rezultă că, pe baza unor diagrame de corelare între mărimile T, C_1, X şi C_2, se pot stabili condiţiile optimizării loturilor de fabricaţie, cu cheltuieli minime (fig.2).

BIBLIOGRAFIE

[1] Stănescu, V.: *Metodă de determinare a mărimii optime a lotului şi seriei de producţie.* Bucureşti, I.D.T., 1968.

[2] Homoş, T.: *Contribuţii privind determinarea lotului optim în construcţia de maşini.* În: Construcţia de maşini, R.S.R., 22, 1970.

[3] Pavelek, B. ş.a.: *Optimizace metod zapustkového kování.* Vüste, Praga, 1968.

[4] Stoica, Natalia: *Organizarea şi conducerea întreprinderilor metalurgice.* Publicaţie I.P.B., 1985–86.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 24, 1987

Termoreglarea și controlul temperaturii formei de turnare prin fluid termorezistent, p. 713 — Control de calitate automat, la turnarea sub presiune, p. 717 — Turnarea sub presiune: de la manipulare la fabricarea în serie de precizie. Dezvoltarea instalațiilor de turnare sub presiune pînă în anul 1995. Partea a 3-a. Dezvoltări în domeniul turnării sub presiune a aliajelor de cupru, zinc și aluminiu, p. 724 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării sub presiune. Partea 1. Materiale și proprietăți de materiale (urmare 24), p. 728 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor ușoare în nisip și în cristalizor. Partea a 2-a. Aliaje de magneziu; materiale turnate și proprietăți ale acestora (urmare 18), p. 731.

Giesserei, R.F.G., nr. 25/26, 1987

Efectele oscilațiilor de mare frecvență din vecinătatea turnătoriilor, p. 750 — Determinarea proceselor de determinare a vitezei la eroziunea locală accelerată a căptușelii cuptoarelor cu creuzet pentru materiale din fontă — partea a 3-a: Încercări privind îmbunătățirea siguranței creuzetelor, p. 756 — Sinteză bibliografică anuală: Turnătoria ca sistem integral (urmare 13), p. 765 — — Sinteză bibliografică anuală asupra procedeelor de analiză chimică (urmare 24), p. 773 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării aliajelor ușoare, în nisip și în cochilie — partea întîi. Turnarea aluminiului, principii ale metalurgiei fizice, materiale și proprietăți de materiale (urmare 24), p. 778.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 69, 1987

Performanțele unei noi instalații de topire electrică, p. 11 — Comportarea la coroziune a materialelor metalice, p. 18 Conferința asupra fontei cu grafit nodular de la Warwick, p. 22 — Alimentarea pieselor de mari dimensiuni turnate sub presiune, p. 27 — Piese din oțel pentru industria aeronautică, p. 31.

Fonderie Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 70, 1987

Modelarea transferului termic pentru turnarea în cochilă a pieselor pentru instalațiile sanitare, p. 11 — Filtrarea aliajelor neferoase prin rețele de turnare: studiu prin analogie hidraulică, p. 27 — Nitrurarea ionică a fontelor, p. 41 — Tratamentul fontelor cu ajutorul sîrmelor cu miez, p. 49 — Controlul calității rotoarelor din aliajul A5 injectat, p. 55.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr.10, 1987

Etape fundamentale în prelucrarea termomecanică a oțelurilor, p. 763 — Proprietăți de înmuiere a minereului de fier aglomerat și influența acestuia asupra fluxului de gaz din furnal, p. 780 — Viteza de reducere a oxidului de fier topit cu ajutorul carbonului solid sau cu ajutorul carbonului din fonta lichidă, p. 789 — Influența oxidului de metal alcalin și a fluorurii asupra viscozității fluxului din cristalizor, p. 797 — Mecanismul postcombustiei în convertizor, p. 805 — Un nou senzor pentru analiza rapidă a siliciului din fonta lichidă aplicînd metoda cu forță electromotoare, p. 814 — Microstructura oțelurilor carbon de scule și a oțelurilor rapide cu solidificare imediată, p. 819 — Un superaliaj pe bază de nichel durificat prin dispersia oxizilor, cu rezistență deosebită la temperaturi ridicate, p. 823 — Procedeu de fabricare a azbestului cu economie de energie, p. 830 — Senzor pentru măsurarea grosimii și a vitezei de coborîre a încărcăturii în furnal, p. 831 — Un nou tip de cristalizor pentru turnarea continuă orizontală, p. 832 — Simularea pe calculator a solidificării pieselor turnate, p. 833 — Un nou procedeu de fabricare a țevilor acoperite pentru reactorul prototip regenerator cu neutroni rapizi "Monju", p. 834 — O metodă de testare electromagnetică folosind un cîmp magnetic compus, p. 835.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 11, 1987

Probleme tehnice cu care se confruntă siderurgia japoneză, p. 841 — Segregarea dimensională a aglomeratului în buncărele superioare ale unui furnal fără con, p. 851 — Cinetica reacției azotului cu aliajele de fier saturate cu carbon p. 858 — Rezistența interfacială la desorbție a azotului din fonta lichidă, p. 866 — Îndepărtarea incluziunilor nemetalice cu ajutorul filtrului cer mic, p. 873 — Influența factorilor de prelucrare asupra proprietăților mecanice ale "turtei" obținute prin presare izostatică la cald și forjare superplastică din prafurile de aliere pe bază de nichel, p. 878 — Influența condițiilor de presare izostatică la cald și de extruziune asupra superplasticității superaliajelor pe bază de nichel, p. 884 — Analiza peliculei de aliaj depuse prin electroliză prin spectrometria cu descărcare luminiscentă, p. 891 — Metodă de analiză ultrasonică cu fascicul oblic pentru sudurile oțelurilor feritice, cu anizotropie acustică, p. 898 — Scruber pentru gazul de furnal cu pierdere mică de energie, p. 910 — Inteligența artificială în comanda furnalului, p. 911 — Pretratamentul fontei lichide și afinarea cu cantitate mai mică de zgură în convertizorul LD, p. 912 — Un nou procedeu de cementare în mediu gazos fără utilizarea unui generator de gaz, p. 913 — Sistem de control computerizat pentru caupere, p. 914.

Iz. V.U.Z.-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 11, 1987

Progrese în automatizarea industriei metalurgice, p. 7 — Tensiunea de disociere a wustitei, p. 10 — Analiza termodinamică a echilibrelor în faza gazoasă cu conținut de oxizi de sulf, p. 13 — Viscozitatea dinamică a gazelor la mișcarea acestora pe straturile de absorbție ale materialelor de minereu de fier, p. 18 — Comportarea compușilor de metale alcaline la aglomerare, p. 20 — Cercetarea influenței returului asupra indicatorilor procesului de aglomerare, p. 22 — Desulfurarea varului obținut în cuptoare rotative, p. 26 — — Metodă de calcul al parametrilor instalațiilor de peletizare a încărcăturii de aglomerare tip tobă, p. 30 — Calculul temperaturii miezului lichid al lingoului în procesul de umplere prin sifon a lingotierei, p. 33 — Stabilirea capacității de dezoxidare a manganului prin metoda forței electromotoare, p. 37 — Asimilarea oxigenului din atmosferă la evacuarea și turnarea oțelului, p. 40 — Particularitățile structurii semifabricatelor turnate continuu cu secțiune dreptunghiulară mare, p. 43 — Cercetarea transportului de căldură în capetele lăncilor de suflare a oxigenului, p. 47 — Stabilirea dimensiunilor petelor calde pe suprafața băii lichide a cuptorului electric cu arc, p. 51 — Modificarea plastică a volumului, p. 54 — Lungimea arcului de contact la laminarea la rece, p. 57 — Modelarea procesului de laminare a oțelului pe modele din plastilină, p. 61 — Optimizarea întinderilor între caje la laminarea continuă a tablelor, p. 64 — Clasificarea structurilor cinematice ale procedeelor de laminare, p. 67 — Studierea preciziei țevilor la agregatul cu laminor netezitor cu trei cilindri și căile de îmbunătățire a acesteia, p. 71 — Examinarea procedeului de deformare ciclică a unor oțeluri la temperaturi de forjare, p. 74 — Metodă de calcul al decarburării și formării țunderului la laminarea la cald a oțelurilor carbon, p. 77 — Model bifazic al jetului de spălare hidraulică a metalului de arsuri, p. 82 — Particularitățile acțiunii lubrifianților la matrițare a metalelor, p. 85 — Influența morfologiei structurii asupra rezistenței la uzură a oțelului microaliat, p. 87 — Influența factorului de dimensiune și a concentratoarelor de tensiune asupra stabilității la temperaturi joase a oțelurilor de construcții, p. 91 — Influența manganului asupra structurii și proprietățile mecanice ale oțelului 40G2S durificat termic și termomecanic, p. 96 — Experiența utilizării analizorului automat de reprezentare, p. 98 — Estimarea influenței unor adaosuri asupra calității pieselor turnate din fontă de înaltă rezistență, p. 101 — Schimbul de căldură și de masă la topirea oțelului în topitura fier-carbon, p. 104 — Calculul jetului turbulent limitat ținînd seamă de capacitatea de ejecție a acestuia, p. 107 — Procedee de încălzire a lingourilor cu miez lichid, p. 110 — Calculul cuptorului cu cuvă pentru elaborarea fontei, p. 115 — Utilizarea termosifoanelor cu două faze în sistemul de răcire a agregatelor metalurgice, p. 118 — Comanda cuptoarelor de încălzire la ieșirea din staționări, p. 121 — Elaborarea unor modele de control al nivelului băii convertizorului, p. 125 — Determinarea stării termice inițiale a semifabricatelor încălzite în cuptoare cu vatră pășitoare, p. 129 — Aprecierea eficienței îmbună-

tăţirii calităţii metalului, p. 133 — Comportarea sulfului în procesul de reducere în fază lichidă a fierului, p. 138 — Obţinerea de aglomerate cu conţinut de bor din concentrate de magneziu prăjit, p. 140 — Eficienţa de utilizare a legăturilor cu conţinut de bariu, p. 140 — Cercetarea pe modele reci a agitării băii cu curent de aer răsucit, p. 141 — Mecanismul procesului de dezoxidare electrochimică a metalului lichid, p. 142 — Influenţa scandiului şi a lantanului asupra comportării azotului la elaborarea aliajului HN62MBKTIu, p. 143 — Influenţa formei suprafeţei de contact a focarului de deformare asupra mărimii solicitării la laminarea benzilor late subţiri, p. 144 — Influenţa temperaturii asupra coeficientului de frecare la laminarea la rece, p. 145 — Calitatea suprafeţei benzilor de oţel la deformarea între cilindrii de acţionare şi ficşi, p. 146 — Proprietăţile de amortizare a tablelor cu mai multe straturi pentru construcţii, p. 154 — Unele proprietăţi ale oţelurilor cu acoperiri de protecţie, p. 155 — Stabilirea dezvoltării critice a fisurilor pe epruvetele de dimensiuni mici, p. 156

Stal, U.R.S.S., nr. 10, 1987

Proprietăţile metalurgice ale peletelor industriale cu bazicitate diferită, p. 5 — Proprietăţile metalurgice ale aglomeratelor obţinute prin utilizarea concentratelor de fier şi titan, supuse procedeului de extracţie a vanadiului, p. 8 — Eficienţa utilizării unor fondanţi în procesele de aglomerare şi de elaborare a fontei în furnal, p. 11 — Cercetarea teoretică a procesului dintr-un furnal care funcţionează cu insuflare de oxigen şi oxid de carbon, p. 14 — Perspectivele îmbunătăţirii calităţii metalului şi elaborarea oţelului de convertizor cu conţinut scăzut de azot, prin creşterea consumului de deşeuri, p. 17 — Creşterea rezistenţei la rece prin microalierea cu elemente active chimice, p. 19 — Îmbunătăţirea proprietăţilor tehnologice ale produselor metalice prin tratamentul la momentul optim al temperaturii topiturii, p. 21 — Influenţa microalierii asupra caracteristicilor de exploatare a oţelurilor, p. 24 — Unele defecte ale sleburilor turnate continuu şi îmbunătăţirea calităţii metalului, p. 27 — Reducerea consumului de fontă la elaborarea fontei în convertizoare şi cuptoare Martin, p. 30 — Situaţia şi perspectivele dezvoltării electrometalurgiei speciale, p. 32 — Îmbunătăţirea calităţii metalului şi creşterea productivităţii instalaţiilor de retopire electrică sub zgură, p. 34 — Desulfurarea metalului în cuptorul electric cu arc şi cu plasmă, p. 37 — Îmbunătăţirea eficienţei topirii oţelurilor şi aliajelor cu fascicul de electroni, p. 39 — Influenţa particularităţilor de structură ale metalului obţinut prin retopirea cu doi electrozi sub vid asupra plasticităţii tehnologice, p. 41 — Complex de utilaje pentru deschiderea şi astuparea gurilor de evacuare de la cuptoarele de feroaliaje, p. 43 — Un model bloc al procedeului de elaborare a ferosiliciului, p. 46 — Economia de metal la fabricarea raţională pe laminoarele de tablă groasă p. 48 — Elaborarea tehnologiei de fabricaţie a benzilor din aliajul de precizie 18HTFIu-VI, p. 51 — Elaborarea şi introducerea sortimentelor economice de profile laminate pentru industria minieră, p. 53 — Profile din oţel beton cu secţiuni mici pentru prefabricate din fier beton, p. 56 — Dezvoltarea producţiei de profile îndoite ca factor de reducere a consumului de metal al maşinilor şi construcţiilor, p. 58 — Asimilarea tehnologiei de fabricaţie a profilelor ondulate cu striaţiuni mărunte longitudinale, p. 61 — Tehnologia profilării cu două fire, p. 63 — Îmbunătăţirea calităţii şi utilizarea raţională a ţevilor sudate electric cu diametru mic, p. 65 — Alegerea unor procedee raţionale de îndreptare a ţevilor pe maşini cu cilindri oblici, p. 66 — Perfecţionarea procedeului de închidere a bateriilor, p. 69 — Parametrii optimi ai depunerii electrice cu anozi a acoperirilor din polimeri pe şaibe, p. 72 — Îmbunătăţirea nivelului tehnic al produselor pentru construcţia de maşini şi progresul tehnic în siderurgie, p. 78 — Tendinţele utilizării unor tipuri moderne de produse de metal în construcţia de maşini, p. 80 — Cerinţe de perspectivă faţă de laminatele de metal din oţeluri de construcţii, p. 82 — Microstructura sîrmei pentru cabluri sorbitizată din căldura de laminare, p. 84 — Legităţile cinetice ale reducerii combinate a concentratelor oxidice de molibden, p. 87 — Rezerve de reducere a consumului de metal al produselor şi organizarea stimulării economiei de metal, p. 90 — Economia de metal în producţia de piese metalice, p. 94 — Creşterea rezistenţei rolelor cuptoarelor, care funcţionează în regim de balansare, p. 95 — Intensificarea schimbului de căldură în regeneratoarele cuptoarelor Martin, p. 101 — Controlul stării metalului la utilajul energetic şi creşterea fiabilităţii acestuia, p. 102 — Experienţa şi problemele analizei sistemice a utilizării combustibilului în producţia de fontă de furnal, p. 105.

Stal, U.R.S.S., nr. 11, 1987

Situaţia şi perspectivele dezvoltării producţiei de fontă de furnal, în U.R.S.S., p. 5 — Calitatea peletelor de Sokolovsk-Sarbaisk, cu bazicitate ridicată, p. 10 — Optimizarea regimului de tratament termic al peletelor de Sokolovsk-Sarbaisk, cu bazicitate ridicată, p. 14 — Formarea fazelor la prăjirea peletelor de Sokolovsk-Sarbaisk, cu bazicitate ridicată, p. 17 — Funcţionarea furnalelor de la Combinatul metalurgic Magnitogorsk cu pelete autofondante cu bazicitatea de 1,10, p. 20 — Analiza influenţei creşterii bazicităţii peletelor de Sokolovsk-Sarbaisk asupra indicatorilor de elaborare a fontei în furnal, în condiţiile Combinatului metalurgic Magnitogorsk, p. 26 — Perspectivele dezvoltării unor procedee noi de elaborare a oţelului în convertizor, p. 29 — Tratamentul metalului în afara cuptorului cu materiale cu conţinut de calciu, sub formă de bandă, p. 31 — Elaborarea aliajelor refractare prin metodele electrometalurgiei speciale, la uzina Elektrostal, p. 38 — Controlul conţinutului de siliciu, titan şi aluminiu la retopirea electrică sub zgură a oţelurilor şi aliajelor înalt aliate, p. 41 — Îmbunătăţirea tehnologiei de elaborare a aliajelor de precizie înalt aliate, p. 43 — Analiza procedeelor tehnologice de dezoxidare a oţelului în cuptoare electrice, pe baza măsurătorilor electrochimice, p. 45 — Îmbunătăţirea eficienţei producţiei prin utilizarea unor amestecuri exoterme în procesul de turnare a oţelului, p. 47 — Lingotiere din fontă elaborată în cuptoare cu inducţie pentru oţeluri electrice, p. 48 — Experienţa creării unui sistem automatizat de comandă a producţiei de feroaliaje elaborat în cuptoare electrice de mare putere şi perspectivele utilizării acesteia, p. 50 — Comportarea alcaliilor în furnalele de elaborare a feromanganului, p. 53 — Laminarea oţelului beton cu masă garantată, p. 56 — Influenţa temperaturii de dresare asupra parametrilor energetici de forţă ai procesului şi a supracalităţii laminatului, p. 58 — Asimilarea producţiei de profile îndoite închise sudate, p. 62 — Elaborarea tehnologiei de fabricaţie a profilelor îndoite pentru obiectivele energetice, p. 65 — Aprecierea prin comparaţie a pregătirii lingourilor pentru laminare, p. 67 — Construcţia axului principal la laminorul pentru laminarea profilului periodic, p. 68 — Perfecţionarea tehnologiei de fabricaţie a laminatelor pentru tablă groasă în scopul îmbunătăţirii calităţii produselor finite, p. 68 — Turnarea centrifugală a ţevilor şi a ţaglelor pentru ţevi, p. 71 — Fabricarea oţelului calibrat cu caracteristici de calităte ridicate, p. 75 — Compoziţii de oţel deformabile, p. 78 — Influenţa normalizării asupra structurii şi proprietăţilor magnetice ale oţelului pentru dinam, p. 82 — Alegerea mărcilor de oţeluri pentru cilindrii de laminare la rece, p. 84 — Influenţa unor factori asupra structurii şi plasticităţii aliajului HN56VMTIu, p. 85 — Cercetarea stabilităţii structurii aliajelor de fier-nichel-cobalt la temperaturi joase, p. 88 — Stabilirea regimurilor de deformare a oţelurilor cu carburi, p. 91 — Analiza eficienţei economice a îmbunătăţirii calităţii tablei auto laminate la rece, p. 93 — Elaborarea şi cercetarea preîncălzitoarelor de aer cu sistem de ardere în cupolă, p. 98 — Sistem autoreglabil pentru comanda regimului termic al cuptoarelor, p. 102 — Intensificarea încălzirii ţevilor în cuptoare termice cu zone, p. 104 — Instalaţii pentru îndepărtarea prafului rezultat de la cajele de lucru ale laminoarelor, p. 107 — Introducerea tehnologiilor de durificare la repararea utilajului energetic, p. 109.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 12, 1987

Fabricarea în autoclave a peletelor din minereuri şi cărbune, p. 8 — Regim de suflare raţional la elaborarea feromanganului în furnal, p. 9 — Utilizarea

zgurei de convertizor la elaborarea în furnale, p. 12 — Modernizarea furnalului de 2000 m^3 de la Combinatul metalurgic Novo-Lipeţk, p. 13 — Îmbunătăţirea regimului gazodinamic de funcţionare a furnalului de 2000 m^3 de la combinatul metalurgic Zapadno-Sibirsk, p.14 — Procedeu eficient de oprirea a furnalului, p. 15 — Elaborarea metalului în convertizor prin utilizarea zgurei dezoxidate lichide în încărcătură, p. 16 — Elaborarea oţelului în convertizor prin utilizarea agenţilor termici, p. 17 — Linie mecanizată de pregătire a închizătoarelor cu sertar, pag. 18 — Un procedeu economic de recondiţionare a podului de turnare p. 20 — Asimilarea profilelor laminate la cald pentru unele ramuri industriale, p. 22 — Elaborarea oţelurilor calibrate hexagonal prin procedeul laminării longitudinale, p. 23 — Fabricarea ţevilor de precizie fără tratament termic intermediar, p. 24 — Influenţa regimurilor de recoacere rapidă continuă asupra structurii şi proprietăţilor oţelurilor pentru automobile, p. 25 — Sincronizarea vitezei foarfecelor volante cu viteza de laminare a profilelor uşoare, p. 26 — Ungerea cu aerosoli de ulei a subansamblurilor de rulmenţi de la ferăstraiele de tăiat la cald, p. 27 — Calculul statistic al preciziei grosimii peretelui şi al diametrului ţevilor cu ajutorul microcalculatoarelor cu program, p. 28 — Sistem de comandă cu dialog om-maşină a livrărilor de produse la Combinatul metalurgic Novo-Lipeţk, p. 29 — Dispozitiv de captare umedă turbulentă a prafului, p.37.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 12, 1987

Studierea compoziţiilor chimice şi de fază ale refractarelor topite din concentrate din bauxită, p. 4 — Suspensii liante ceramice cu concentraţii mari ; mediul de de dispersie, stabilizarea şi proprietăţile de liere, p. 9 — Compoziţia de fază, microstructura şi proprietăţile termice ale compoziţiilor $MgAl_2O_4$ — Al_2TiO_5, p.14 — Influenţa carbonului asupra capacităţii de sinterizare a pulberilor cu dispersie ridicată a profilului TiN—TiC din sistemul titan-carbon-azot şi unele proprietăţi ale epruvetelor din acestea, p.18 — Interconexiunea parametrilor excavatorului şi ai pierderilor la exploatarea selectivă a materialelor refractare, p. 24 — Îmbunătăţirea schemelor de pregătire a amestecurilor de argilă şi şamotă, p. 28 — Analiza calitativă a producţiei de ciment cu conţinut mare de alumină, p. 31 — Stabilizarea automată a densităţii suspensiilor la îmbogăţirea magnezitei, p. 34 — Torcretarea cu flacără a căptuşelii cailor de turnare a oţelului, p. 36 — Încercarea cărămizilor silicoase roase la căptuşirea cailor de turnare a oţelurilor electrice, p. 40 — Neutralizator de zgură din alumoborfosfat, p. 43 — Refractare pentru turnarea continuă a oţelului, p. 47.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 11, 1987

Aprecierea calităţilor de cocsificare a cărbunilor slabi aglutinanţi de Kuzbass, p. 23 — Cărbuni din bazinul Peciorsk ca materie primă pentru cocsificare, p. 29 — Optimizarea compoziţiilor încărcăturilor pentru cocsificare, p. 33 — Gradul de mărunţire a cărbunilor cu capacitate mare de cocsificare şi rezistenţa cocsului, p. 37 — Îmbunătăţirea calităţii cocsului prin utilizarea în încărcătură a unor adaosuri aglutinante, p. 39 — Perfecţionarea tehnologiei existente de captare şi prelucrare a produselor chimice rezultate de la cocsificare, p. 46 — Progresul tehnic şi reducerea cheltuielilor de combustibil şi energie, p. 52 — Separator pentru introducerea încărcăturii încălzite în camerele bateriilor de cocsificare, p. 55 — Sistem de control automat al temperaturilor în spaţiile de încălzire, p. 57 — Perfecţionarea organizării muncii în acord global în întreprinderile cocsochimice, p. 5.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 12, 1987

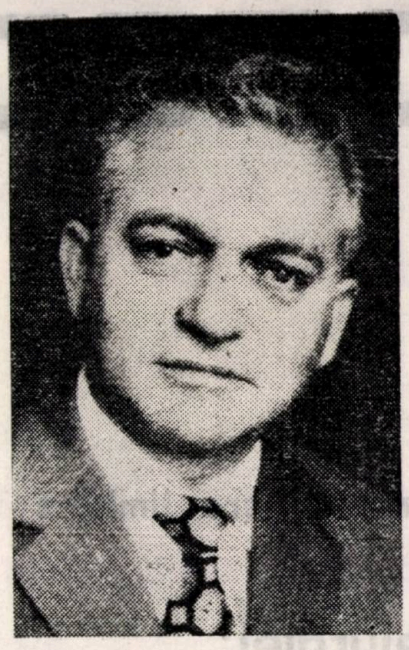
Creşterea scoaterilor de concentrate la îmbogăţirea separată a cărbunilor, p. 11 — Interacţiunea interfazică la flotare, p. 14 — Reînnoirea bateriilor de cocsificare în comparaţie cu volumul de reparaţii capitale la furnale, p. 18 — Calculul presiunii de presare a masei plastice de cărbune în presele cu valţuri, p. 19 — Rolul adaosurilor mezogene în formarea structurii cocsului, p. 22 — Analiza rezultatelor în exploatarea dispozitivelor de acţionare hidrostatică de la utilajele cocsochimice, p. 33 — Cerinţe de bază faţă de aparatele magnetice pentru tratarea apelor reziduale, p. 36 — Sistem de control automat şi de evidenţă a energiei electrice în întreprinderile cocsochimice, p. 37 — Controlul operativ al conţinutului de cenuşi din cărbune prin metoda radiaţiei gamma dispersate, p. 39 — Ozonarea la epurarea apelor reziduale pentru producţie, p. 41.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 11, 1987

Variaţia în timp a sarcinii cajelor laminorului degrosisor din cadrul unui laminor continuu pentru oţel în profiluri fine cu considerarea în mod deosebit a momentelor de rotaţie, p. 401 — Determinarea stării de funcţionare a echipamentului unui laminor cu ajutorul unui sistem de diagnoză, mobil, asistat de minicalculator, p. 405 — Alte dezvoltări ale unui model numeric în domeniul laminării continue în sistem de tragere a calibrului, p. 406 — Încercări privind fluxul de materiale, la succesiunea în calibre pătrat-oval, p. 410 — Deformarea controlată la cald şi răcirea controlată a unor tipuri de sîrmă, p. 412 — Formarea structurii oţelurilor în timpul deformării controlate la cald, p. 417 — Controlul secţiunii produselor laminate la laminoarele pentru sîrmă şi profiluri fine prin sistemul de măsurare dimensional WD20/WD40, p. 422 — Procedeu pentru simularea laminării în calibre, p. 423 — Determinarea fricţiunii şi tensiunii de forfecare din filierele de trefilare, p. 426 — Asamblarea sculelor de tras, în scopul utilizării efectului hidrodinamic, p. 430 — Turnarea continuă a semifabricatelor pentru piese matriţate — cauze ale formării rebuturilor şi exigenţe calitative, p. 431.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 12, 1987

35 de ani de dezvoltare continuă a tehnicii moderne de control la uzina VEB Leipzig, pentru fabricarea instalaţiilor pentru controlul materialelor, p. 441 — Evaluarea asistată de calculator a încercărilor de control mecanic al materialelor, p. 444 — Aspecte privind procesul de omogenizare din zona marginală a pieselor prelucrate prin aşchiere din oţel nealiat, p. 446 — Influenţa unui tratament termomecanic asupra proprietăţilor mecanice ale aliajelor Cu-Zn cu considerarea în mod deosebit a tratamentului preliminar şi a compoziţiei aliajelor, p. 449 — Proprietăţi mecanice şi de mecanica ruperii ale îmbinărilor prin sudură din AlMg 4,5Mn, p. 453 — Proprietăţile ruperii fragile a oţelurilor microaliate, p. 457 — Încercări de mecanica ruperii, efectuate asupra oţelurilor refractare la temperaturi mai înalte, p. 460 — Aspecte structurale ale tenacităţii la rupere a oţelurilor microaliate de rezistenţă superioară, p. 462 — Măsurări ale tensiunile interne de gradul unu din epruvetele plate, p. 464 — Defecţiuni care pot apărea la ventilatoarele instalate în mina principală, p. 468.



Dr. ing. IANCU DRĂGAN

La 3 mai 1988 a încetat din viață dr. ing. Iancu Drăgan, reprezentant de seamă al cercetării științifice metalurgice din România.

Născut la 24 aprilie în anul 1927, în comuna Plugova, județul Caraș-Severin, dr. ing. Iancu Drăgan a absolvit cu strălucire Institutul Politehnic București, în anul 1954, și după lucrări valoroase de cercetare efectuate în cadrul Centrului de Cercetări Metalurgice al Academiei R.S.R. și al Institutului Politehnic București a obținut, în anul 1963, la Moscova — U.R.S.S., titlul de doctori inginer metalurg în specialitatea „deformări plastice".

Începînd din același an, lucrează la Institutul de Cercetări Metalurgice București îndeplinind ,succesiv, funcțiile de șef de Secție deformări plastice, director adjunct științific, director al ICEM și director general al Institutului Central de Cercetări Metalurgice.

Munca și personalitatea puternică a doctorului inginer Iancu Drăgan au fost remarcate și evidențiate, fiind ales membru al Comitetului Central și al Comisiei Centrale de Revizie a partidului.

În întreaga sa viață, s-a distins ca un remarcabil cercetător, inițiator și coordonator competent de cercetări teoretice originale, influențînd, în mod decisiv, cu rezultate remarcabile, asimilarea de noi produse metalurgice și transformarea cantității într-o nouă calitate.

Convins de legătura indisolubilă dintre teorie și practică, a militat pentru legarea și mai strînsă a cercetării cu producția, contribuind la organizarea platformei industriale de microproducție la ICEM, dotată cu cele mai moderne utilaje, asigurînd fabricarea de produse metalurgice pentru tehnicile de vîrf.

Conștient de rolul activității colective în cercetare, s-a preocupat permanent de formarea tinerelor cadre de specialiști, avînd o contribuție însemnată la îmbogățirea cunoștințelor acestora, prin cele mai variate forme de perfecționare.

Doctorul inginer Iancu Drăgan a fost și un om cu deosebite calități morale, manifestate atît în familie cît și în societate.

O boală necruțătoare l-a afectat în ultimii ani ai vieții sale dar, învingînd suferința fizică, pînă în ultimele clipe a fost alături de colegi, le-a călăuzit pașii ca un adevărat prieten.

Ca om de știință, a fost membru în comitetele de organizare a numeroase simpozioane naționale și internaționale de metalurgie, ducînd, cu competență și strălucire, flacăra luminoasă a cercetării metalurgice românești, fiecare din cele peste 150 de lucrări de specialitate și numeroase brevete de invenții fiind o strălucită dovadă a autenticei sale personalități științifice.

A fost cunoscut și apreciat ca specialist de aleasă ținută, modest și principial, corect și exigent, care s-a dăruit cu întreaga sa capacitate creatoare și putere de muncă, acționînd în spiritul înaltei răspunderi pentru creșterea contribuției științifice a institutului pe care l-a condus, la rezolvarea problemelor ramurii metalurgice. Activitatea sa remarcabilă a fost încununată de înalte distincții de stat acordate : Ordinul „Meritul Științific" clasa I ; Ordinul „Muncii" clasa a III-a și numeroase medalii ale Republicii Socialiste România.

Prin dispariția prematură a doctorului inginer Iancu Drăgan, cercetarea științifică metalurgică a suferit o grea pierdere.

centrozap

Societate de comerţ exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

- secţii complete
- linii tehnologice
- maşini şi instalaţii
- subansamble pentru instalaţii metalurgice şi cocsochimice
- servicii de construcţie-montaj

Pentru informaţii detaliate vă rugăm să vă adresaţi Societăţii de comerţ exterior cu răspundere limitată

CENTROZAP

ul. Micklewicza 29
40–085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon, 513–401; Telex: 0315771 cp pl

PUBLICOM

INTREPRINDEREA PRODUCE:

CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr.3
Telefon 32047
Telex 31364

- MATERIALE ELECTROCARBUNOASE

(de diferite sortotipuri)

- ELECTROZI SIDERURGICI
- ELECTROZI DE CRAITUIRE
- ELECTROZI DE BATERII

EXPORTATOR:

electroexportimport

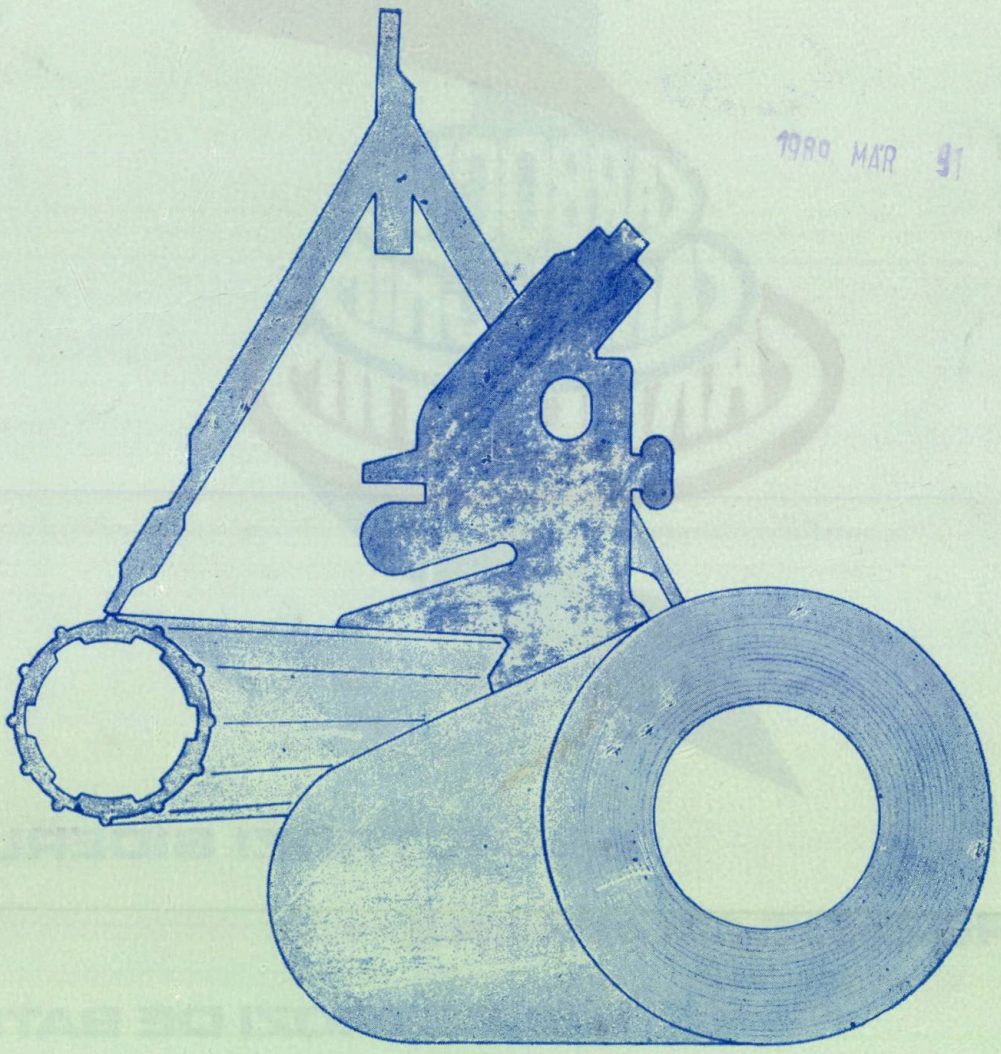
BUCURESTI
Calea Victoriei nr.216
Telefon: 502870 Telex: 11388

FILIALA DIN SLATINA
A INSTITUTULUI DE CERCETĂRI METALURGICE—BUCUREŞTI

Execută pe bază de contracte

- **Studii și lucrări de cercetare în domeniile:**
  - **— produse extrudate trase din aluminiu și utilaje din aluminiu;**
  - **— produse plate din aluminiu și aliaje de aluminiu**
- **Inginerie tehnologică în domeniile:**
  - **— turnarea aluminiului și a aliajelor de aluminiu;**
  - **— extruziunea aluminiului și a aliajelor de aluminiu;**
  - **— confecții din aluminiu**

1980 MAR 91



A C I T P A SLATINA

E3280

R 1988

K04

METALURGIA

Referativa

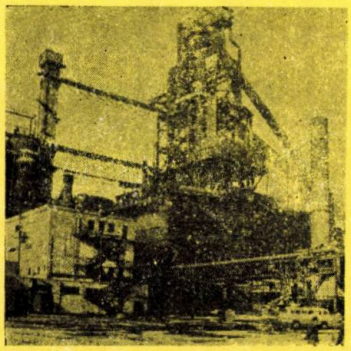
COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI • ROMANIA • CSG

20 DE ANI DE ACTIVITATE SIDERURGICA INTEGRATA

6

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XL • NR. 6 • IUNIE 1988

COMBINATUL SIDERURGIC GALAŢI



Ca urmare a politicii Partidului Comunist Român de industrializare și dezvoltare pe multiple planuri a economiei Republicii Socialiste România, s-a pus în aplicare realizarea Combinatului Siderurgic Galați, a cărui execuție a început în anul 1961.

Amplasat lîngă Dunăre și dotat cu un mare port mineralier, acest complex de uzine siderurgice produce 50% din producția de oțel a țării; acesta a fost conceput cu flux tehnologic integrat, la nivelul tehnicii de vîrf și cu unități auxiliare specifice (energetice, fabricație de piese de schimb, întreținere).

Combinatul Siderurgic Galați a fost proiectat integral în țară de către institutele de proiectare — IPROMET și IPROLAM — și dotat cu utilaje și agregate moderne, realizate în proporție de 50% în întreprinderi românești.

O parte din utilajele specifice au fost furnizate de firme străine de prestigiu: Davy United, Fives-Lille-Cail, Lurgi, Gutehoffnungshütte, British-Oxygen, AEG, Siemag, BBC, Voest-Alpine, Heurtey, Secim, Jeumont-Schneider Tehmasexport, Teajpromexport, Stankoimport, Centrozap și Siemens.

METALURGIA

Anul 40 Nr. 6 Iunie, 1988

CUPRINS

Dulamă, D.: **Combinatul Siderurgic Galaţi, ctitorie a „Epocii Nicolae Ceauşescu", pe coordonatele dezvoltării în cei 20 de ani de la inaugurarea fluxului siderurgic integrat** 279

Ovesea, I.: **Realizări şi perspective în activitatea de cercetare ştiinţifică şi inginerie tehnologică pe platforma siderurgică de la Galaţi** 281

Dumitru, V.: **Dezvoltarea capacităţilor de producţie pentru fabricarea cocsului metalurgic** 283

Banu, Şt., Strugari, Fl., Iancu, N., Ionescu, M. P. şi *Ciocan, Georgeta* : **20 de ani de experienţă în exploatarea furnalelor de 1719 m³** 286

Strugari, Fl., Banu, Şt., Nedelcu, P., Ionescu, M. P. şi *Ciocan, Georgeta:* **Practica de exploatare a furnalului nr. 5 de 2700 m³ de la punerea în funcţiune şi pînă în prezent** 290

Nedelcu, P., Banu, Şt., Strugari. Fl., Ionescu, M. P., Balinca, G., şi Ciocan, Georgeta: **Consideraţii privind exploatarea furnalului de 3500 m³ echipat cu aparat de încărcare fără clopote** 294

Munteanu, V., Ursu, V., Constantinescu, R. şi Roman, L.: **Căi privind optimizarea compunerii încărcăturii convertizorului în condiţii de modernizare a procesului de afinare** 299

Moldovan, I. A. : **Diversificarea sortimentelor de produse plate cu caracteristici superioare, competitive pe plan mondial** 305

Cristescu, M. şi *Amzuică, D.:* **Implementarea şi dezvoltarea sistemelor electronice pentru conducerea producţiei şi a proceselor tehnologice** 307

Ostache, S. şi *Iosef, M.:* **Energetica Combinatului Siderurgic Galaţi — Evoluţie şi dezvoltare** 315

Nat, N. : **Consideraţii privind aplicaţiile izotopilor radioactivi în Combinatul Siderurgic Galaţi** 318

Stavăr, V. şi *Năsui, V.:* **Noi tipuri de lubrifianţi pentru mecanisme fine** 323

REVISTA REVISTELOR 285, 293, 298, 317, 322, 324

COLEGIUL DE REDACȚIE

MARIN ENACHE, DAN DULAMĂ, COSTACHE TROTUȘ, NECULAI AGACHI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, ION DRĂGAN, MIRCEA DRĂGULIN, TITI DULĂMIȚĂ, SABIN FAUR, ALEXANDRU FLOREA, SUZANA GÂDEA, CONSTANTIN GIOGU, CONSTANTIN IONESCU, EMIL IONESCU, PETRE MARCU, MIHAI NICA, MIHAI NICULESCU, FLOREA OPREA, IULIU OVESEA, ONOFREI PARASCAN, CORNELIU RIZESCU, BUJOR ROȘCA, MARIA SAVU, ION SUCIU, LAURENȚIE SOFRONI, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import Presă. P. O. Box 136—137. Telex: 11226. București, str. 30 Decembrie nr. 3"

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÂRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. «Informația» — c. 2302

ORSZÁGOS MŰSZAKI ÉS GAZDASÁGI KÖNYVTÁR HÖZPONTÉSAKADÉMIA 1883

CONTENTS

DC : 669.1

Dulamă, D.: **The Iron and Steel Complex of Galatz, a foundation of the „Nicolae Ceaușescu Age", developed during the twenty years which have elapsed since the commisionning of the integrated ironmaking and steelmasking flow.**

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 279–280

DC : 001.5 ; 628.94

Ovesea, I.: **Achievements and perspectives in the scientific research and engineering activity in the Iron and Steel Complex of Galatz**

The article presents the present and future concerns regarding the metallurgical processes of manufacturing plat rolled products and metallic coatings of the researches and designers working in the Institute of Manufacturing Researches and Designs for Flat Rolled Products and Metallic Coatings of Galatz and those of the specialists from the Iron and Steel Complex of Galatz.

Metalurgie 40 (1988), nr. 6, p. 281–282

DC : 669.1

Dumitru, V.: **Production capacity development of the metallurgical coke**

The paperwork covers the coke-chemical plant development since the commisionning up to the present, describing the flow preparing of raw material, coking coal and its coking; the new coke technology implementation is also pointed out.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 283–285

DC : 669.16

Banu, Șt., Strugari, Fl., Iancu, N., Ionescu, M. P., and Ciocan, Georgeta : **20 years of experience in 1719 m² blast furnace operation at the Iron and Steel Complex — Galatz**

Dedicated to 20th anniversary of the blast furnace commisionning (20.04.1968) at the Iron and Steel Complex — Galatz, the paperwork presents the main construction characteristics of the four blast furnaces of 1719 m³ which are under operation, of their air preheaters, of the results obtained into operation, as well as of the real heat balance and carbon balance for the operation of nr. 1 and 4 blast furnace for one month.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 286–289

DC : 669.16

Strugari, Fl, Banu, Șt., Nedelcu, P., Ionescu, M. P., and Ciocan, Georgeta.: **Practical operation of the 2700 m³ nr. 5 blast furnace in the Iron and Steel Complex since commisionning and up to the present**

This paperwork presents the blast furnace and its service installation (the blast furnace, bunker scaffold, air preheaters control instruments) the results obtained in operation as well as the real heat balance and the carbon balance for a 31 day operation period.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 290–293

DC : 669.16

Nedelcu, P. Banu, Șt., Strugari, Fl., Ionescu, M. P., Balinca, G., and Ciocan, Georgeta. : **Considerations regarding 3500 m³ blast furnace operation provided with a charging equipment without bell**

This paper work presents the blast furnace, the charging equipment with tilt and rotative trough, the existing means of the charging diagram selection, the mathematic model achieved for the material distribution at the blast furnace charging hole, the operation results using some consecutive 30 day charging diagrams.

The real heat balance and carbon balance are presented as well.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 294–298

DC. 669.184.244.86

Munteanu, V., Ursu, V., Coustantinescu, R. and Roman, L.: **Ways of optimizing the content of BOF charge when updating the refining process**

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 299–304

DC : 669.1

Moldovan, I., A.: **Brand diversity of the flat products with high competitive characteristics throughout the world**

In this paperwork the main processes which are presented are achieved in the Flat Rolled Products Plant — Iron and Steel Complex — Galatz, their brand evolution and as well as their technological flow sheet.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 305–306

DC :621.38

Cristescu, M. and Amzuică, D.: **Electronic system implementation for the control of the production and the technological process**

This paperwork is showing the real stage of the information system achievement for the control of the production and technological process in the Iron and Steel Complex Galatz concerning the functions and usable calculation equipment.

The principles and development directions of the industrial informations are also presented, for the following years, taking into account the performance and efficiency of the automation system.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 307–314

DC : 621.311.6

Ostache, S., and Iosef, M.: **Energetics of the Iron and Steel Complex — Galatz. Evolution and development**

The article is presenting the energetical development of the Iron and Steel Complex of Galatz in the last 20 years, the specialists intending to reduce the energy and fuel consumption in the main ferrous metallurgy products. The results of the recovery and reevaluation of the reusable energetical resources.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 315–317

DC : 621.039.85

Nat, N.: **Considerations regarding radioactive isotope applications at the Iron and Steel Complex of Galatz**

The results carried out are presented in the application of the neutron humidometer thickness gauges, automatic control installations of the materials on the belt, as well as of the techniques used for the control of the furnace safety shape. Furthermore, several ways are indicated for the precise increase of the thickness gauges.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 318–322

DC : 621.892.099.6

Stavăr, S. and Năsui, V.: **New types of lubricants for fine mechanisms**

The paper presents two compositions of semifluid grease which are different from the usual grease because they are obtained while thickening certain mineral oils with polymers. Therefore, the grease has a better homogeneity and can be pomped through the central lubrication stations, on the basis of a minimum energy consumption without reducing their lubrication characteristics.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 323–324

INHALT

DK : 669.1.

Dulamă, D.: **Eisenhüttenkombinat Galatz — Stiftung der Nicolae Ceauşescu-Epoche, aufgrund der zwanzigjahrelangen Entwicklung des integrierten Eisenhüttenarbeitsgangs**

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 279—280

DK : 001.5 ;628.94

Ovesea, I.: **Erfüllungen und Voraussichten der wissenschaftlichen Forschungstätigkeit und Ingenieurwissenschaft der Hüttenwerke Galatz**

Der Artikel bestätigt die gegenwärtigen und zukünftigen Bemühungen im Bereich der metallurgischen Herstellungsprozesse der Flachprodukte und der metallischen Beschichtungen, das Anliegen der Fachleute aus dem Forschungs-und Entwerfungsinstitut für Flachprodukte und metallische Beschichtungen Galatz sowie der Fachleute aus dem Eisenhüttenkombinat Galatz.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 281—282

DK : 662.162.9.

Dumitru, V.: **Entwicklung der Leistungsfähigkeit der Herstellung des metallurgischen Kokses**

Die Arbeit spiegelt die Entwicklung der Kokereien von ihrer Inbetriebsetzung bis zum heutigen Zeitpunkt, die Beschreibung der Vorbereitungsphasen der Rohstoffe und der Verkokung der Kohle wieder. Es wird ebenfalls auf der Einführung der neuen Technologien im Koksarbeitsgang hingewiesen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 283—285

DK : 669.162.767.4

Banu, Şt., Strugari, Fl., Ianeu, N., Ionescu, M. P. und Ciocan, Georgeta: **20-Jahre-Erfahrung mit dem Betrieb der 1719 m³ — Hochöfen aus dem Eisenhüttenkombinat Galatz**

Die vorliegende Arbeit wurde des zwanzigjahrelangen Bestehens von der Inbetriebsetzung — 20.04.1968 bis 1988 — des ersten Hochofens aus dem Eisenhüttenkombinat Galatz, gewidmet.

Die Arbeit umfasst die wichtigsten Eigenschaften der vier 1719 m³ — Hochöfen die sich gegenwärtig in Betrieb befinden, und der Winderhitzer, die Betriebsergebnisse, sowie die thermischen Ist- und Kohlenstoffbilanzen des Betriebs der Hochöfen Nr. 1 und 4, einen Monat lang.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 286—289

DK : 669.016

Strugari, Fl., Banu, Şt., Nedelcu, P., Ionescu, M. P. und Ciocan, Georgeta : **Betriebspraxis des 2700 m³ — Hochofens aus C S G (Eisenhüttenkombinat Galatz) von der Inbetriebsetzung bis zum heutigen Zeitpunkt**

Die Arbeit umfasst die Beschreibung des Hochofens und der Bedienungsanlagen (Hochofen, Bunkerbrücke, Winderhitzer, Mess- und Prüfgeräte), die betrieblichen Ergebnisse, sowie die thermischen Ist- und Kohlenstoffbilanzen für eine aufeinanderfolgende Betriebsdauer von 31 Tagen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 290—293

DK : 669.016

Nedelcu, P., Banu, Şt., Strugari, Fl., Ionescu, M. P., Balinca, G. und Ciocan, Georgeta : **Betrachtungen zum Betrieb des 3500 em³ — Hochofens aus C S G (Eisenhüttenkombinat Galatz), das mit Beschickungsanlage ohne Glocken ausgerüstet ist**

Die Arbeit umfasst die Beschreibung des Hochofens, der Beschickungsanlage das mit Dreh-und Kipprinne ausgestattet ist, die Beschreibung der Auswahlmöglichkeiten des Beschikkungsschemas, die Ausführung des für die Verteilung der Werkstoffe in der Hochofengicht bestimmten mathematischen Modells, die Erörterung der Betriebsergebnisse der anhand der Benutzung einiger Beschickungsschemas für einen 30Tage nacheinanderfolgenden Betrieb des Hochofens erzielt wurden. Es wird auch auf den thermischen Ist- und Kohlenstoffbilanzen hingewiesen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 294—298

DK : 669.184.244.86

Munteanu, V. , Ursu, V., Constantinescu, R. und Roman, L.: **Möglichkeiten für die Opimierung der Zusammensetzung der Konverterbeschickung, unter den Bedingungen der Modernisierung des Frischprozesses**

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 299—304

DK : 661.1

Moldovan, A.: **Entwicklung der Sorten von Flachprodukten die weltweit wettbewerbsfähige Eigenschaften aufweisen**

In der vorliegenden Arbeit werden die Hauptprozesse aus dem Flachwalzproduktwerk-C S G (Eisenhüttenkombinat Galatz), die Entwicklung der Sorten der o.g. Produkte, sowie die technologischen Arbeitsgänge der Herstellung der betreff. Produkte dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 305—306

DK : 621.38

Cristescu, M.: **Bedeutung der elektronischen Systeme für die Produktionssteuerung und die Führung der technologischen Prozesse**

Die Arbeit weist auf das aktuelle Erfahrungsniveau der Informatiksysteme die bei der Steuerung der Produktion und der technologischen Prozesse aus dem Eisenhüttenkombinat Galatz eingesetat werden, hin. Es werden die betreffenden Funktionen und rechnergestützten Anlagen dargestellt.

Es werden ebenfalls die zukünftigen Grundlagen und Entwicklungstendenzen der in der Industrie angewandten Informatik angeführt, mit Rücksicht auf die Hochleistungsobjektive und auf der Leistungsfähigkeit der Automatisierungssysteme erläutert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 307—314

DK : 621.311.6

Ostache, S. und *Iosef, M.:* **Energetik des Eisenhüttenkombinats Galatz. Erfahrung und Entwicklung**

Die Arbeit spiegelt die energetische Entwicklung des Eisenhüttenkombinats Galatz aus den letzten 20 Jahren, sowie die Bemühungen der Fachleute für die Verminderung des Energie-und Brennstoffverbrauchs der wichtigsten Hüttenerzeugnisse und die Ergebnisse der Rückgewinnung und Wiederverwertung der wiederverwendbaren Energiequellen wieder.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 315—317

DK : 621.039.85

Nat, N.: **Betrachtungen zum Einsatz der radioaktiven Isotopen im Eisenhüttenkombinat Galatz**

Es werden die Ergebnisse, die anhand des Einsatzes der Feuchtmetern mit Neutronen, der Dickenmessgeräte, der Prüfanlagen der sich on-line befindenden Werkstoffe dargestellt. Es wird ebenfalls die Technik der Prüfung des Sicherheitsprofils der Hochöfen angeführt. Es wird gleichzeitig auf einige Verbesserungsmöglichkeiten der Genauigkeit der Dickenmessgeräte hingewiesen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 318—322

DK : 621.892.099.6

Stavăr, S. und Năsui, V.: **Neue Sorten von Schmiermitteln für feine Getriebe**

In der vorliegenden Arbeit werden zwei halbflüssige Zusammensetzungen von Schmiermitteln dargestellt, die, zum Unterschied von den üblichen Schmiermitteln, durch Verdickung einiger Mineralöle hergestellt werden und zwar mit Hilfe von Polymeren. Diese Eigenschaft verleiht den o.g. Schmiermitteln eine höhere Homogenität und die Fähigkeit, durch zentralisierte Schmiermittelstationen ausgepumpt zu werden ; was zur Verminderung des Energieverbrauchs und zur Aufbewahrung der Schmiereigenschaften führt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 323—324

SOMMAIRE

CD : 669.1

Dulamă, D. : **20 ans de développement du flux sidérurgique integré au Complexe Sidérurgique de Galatzi, fondation de l'époque Nicolae Ceaușescu**

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 279—280

CD : 001.5 ; 628.94

Ovesea, I. : **Réalisations et perspectives dans l'activité de recherche scientifique et d'engineering technologique au Complexe Sidérurgique de Galatzi**

L'article présente les préoccupations actuelles et de perspectives des spécialistes du bureau d'étude de l'Institut de recherches et de projets techniques de fabrication pour produits plats et revêtements métalliques de Galatzi et des specialistes du Complexe Sidérurgique de Galatzi, dans le domaine des processus métallurgiques de fabrication des produits plats et des revêtements métalliques.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 281—282

CD : 662.162.9

Dumitru, V. : **Le développement des capacités de production pour la fabrication du coke métallurgique**

L'article présente le développement de l'Usine de coke dès le début jusqu'à présent, suivi de la description du flux de préparation de la matière première et de l'opération de cokéfaction. On met en évidence la mise en oeuvre de nouvelles technologies au cours du flux de fabrication du coke.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 283—285

CD : 669.162.767.4

Banu, Șt,. Strugari, Fl., Iancu, N., Ionescu, M. P. et Ciocan, Georgeta : **20 ans d'expérience dans l'exploitation des hauts fourneaux de 1719 m³ au Complexe Sidérurgique de Galatzi**

L'article, dédiée à l'anniversaire de 20 ans de la mise en service (20.04.1968) du premier haut-fourneau du Complexe Sidérurgique de Galatzi, présente les principales caractéristiques constructives des quatre hauts-fourneaux de 1719 m³ qui sont en état de fonctionnement ; on présente les réchauffeurs d'air, les résultats obtenus en expoitation, ainsi que les bilans thermiques réels et les bilans du carbone pour le fonctionnement des hauts-fourneaux no 1 et no 4 au cours d'un mois.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 286—289

CD : 669.016

Strugari, Fl., Banu, Șt., Nedelcu, P., Ionescu, M. P. et Ciocan, Georgeta: **La pratique dans l'exploitation du haut-fourneau nr 5 de 2700 m³ de C. S. Galatzi, depuis sa mise en service**

L'article présente le haut-fourneau et les installations afférentes (le haut-fourneau proprement-dit, l'estacade des bunkers, les réchauffeurs d'air, les appareils de mesure et de contrôle) les résultats en exploitation ainsi que le bilans thermique et le bilans du carbone pour une période de 31 jours consécutifs de fonctionnement.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 290—293

CD : 669.016

Nedelcu, P., Banu, Șt., Strugari, Fl., Ionescu, M. P. Balinca, G. et Ciocan, Georgeta. : **Considérations concernant l'exploitation du haut-fourneau de 3500 m³ de C. S. Galatzi, équipé d'un gueulard sans cloches**

L'article présente le haut-fourneau de 3500 m³, l'appareil de chargement avec gueulard sans cloches, les schémas de chargement utilisés, le modèle mathématique réalisé pour la distribution des matériaux au gueulard, les résultats obtenus en exploitation par l'utilisation des certains schémas de chargement pendant 30 jours consécutifs. On présente également le bilans thermique réel et le bilans du carbone.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 294—298

CD: 669.184.244.86

Munteanu, V. , Ursu, V., Constantinescu, R. et Roman, L. : **Possibilités d'optimiser la teneur de la charge du convertisseur dans les conditions de modernisation du processus d'affinage**

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 299—304

CD : 661.1

Moldovan, A. : **La diversification de la fourchette de produits plats à caractéristiques supérieures, competitifs sur le marché mondial**

Dans cette étude on présente les principaux produits réalisés à l'Usine de produits laminés plats de C. S. Galatzi, la diversification de la fourchette de produits plats de même que les flux technologiques par lesquels on obtient ces produits.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 305—306

CD : 621.38

Cristescu, M. : **Le rôle des systèmes électroniques dans la commande de la production et des processus technologiques**

Cet article présente la situation actuelle des systèmes informatiques pour la commande de la production et des processus technologiques du Complexe Sidérurgiques Galatzi, de même que les ordinateurs utilisés. On présente également les principes et les perspectives de développement de l'informatique industrielle.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 307—314

CD : 621.311.6

Ostache, S. et *Iosef, M.* : **L'énergétique du Complexe Sidérurgique de Galatzi. Evolution et développement**

L'article présente le développement énergétique du Complexe Sidérurgique de Galatzi au cours des 20 dernières années, les préoccupations des spécialistes pour la diminution de la consommation d'énergie et de combustibles pour les principaux produits sidérurgiques et les résultats obtenus en ce qui concerne la récupération et la mise en valeur des resources énergétiques réutilisables.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 315—317

CD : 621.039.85

Nal, N. : **Considérations concernant les applications des isotopes radioactifs au Complexe sidérurgique de Galatzi**

On présente les résultats obtenus à la suite de l'exploitation des humidomètres à neutrons, des grossimètres, des installations qui contrôlent le flux des matériaux sur la bande ainsi que la technique utilisée pour contrôler le profil de sûreté des hauts fourneaux. On indique également quelques solutions pour augmenter la précision des grossimètres.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 318—322

CD : 621.892.099.6

Stavăr, S. et Năsui, V. : **Nouveaux types de lubrifiants pour les mecanismes fines**

L'article présente deux compositions de graisses semifluides obtenues par l'épaississage de certaines huiles minérales à l'aide des polymères. Les nouveaux types de lubrifiants ont une meilleure homogénéité et la capacité d'être pompés par les stations centralisées de graissage, à consommations minima d'énergie, sans modifier leurs propriétés.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 323—324

СОДЕРЖАНИЕ

ДК : 669.1

Дуламэ, Д.: **Металлургический комбинат Галац-творчество „Эпохи Николае Чаушеску" за 20 лет развития и экоплуатации**

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 279—280

ДК: 001.5: 628.94

Овесса, И.: **Достижения и перспективы в деятельности научного исследования технологического инженерного дела на Металлургическом Комбинате Галац**

Представлены настоящие и будущие заботы в области металлургических процессов изготовления плоских изделий и металлургических покрытий, заботы исследователей и проектировщиков Института исследования и проектирования по изготовлению плоских изделий и металлугических покрытий Галац и специалистов Меткомбината Галац.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 281—282

ДК: 662.162.9

Думитру, В.: **Развитие производственных мощностей для производства металлургического кокса**

В статье представлено развитие коксохимического завода с момента пуска в эксплуатацию до настоящего времени с описанием, потока подготовки сырья спекающегося угля и коксование по потоку производства кокса.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 283—285

ДК: 669.162.767.4

Бану, Ш., Стругари, Ф., Янку, Н., Ионеску, М., и Чиокан, Джеорджета: **20 лет опыта эксплуатации доменных печей объемом 1719 м³ на Меткомбинате Галац**

Работа посвященная исполнению 20 лет от пуска первой доменной печи 20.04.1968 году на Меткомбинате Галац содержит основные конструктивные характеристики четырех доменных печей объемом 1719м³, работающих и их подогревателей воздуха, результаты достигнутые при эксплуатации, а также реальные термические балансы и балансы углерода для работы доменных печей № 1 и № 4 в течении месяца.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 286—289

ДК: 669.016

Стругари, Ф., Бану, Ш., Неделку, П., Ионеску, М. и Чиокан, Джеорджета: **Опыт эксплуатации доменной печи № 5 объемом 2700 м³ на Металлургическом Комбинате Галац с момента пуска и до настоящего времени**

В работе представлена доменная печь и облслуживающие оборудования (доменная печь, эстакада бункеров, воздухонагреватели, приборы для измерения и контроля), достигнутые результаты при эксплуатации, а также реальный термический баланс и баланс углерода в течении 31 дней последовательной работы.

Metalurgia 40 (1988) nr. 6, p. 290—293

ДК: 669.016

Неделку, Р. Бану, Ш., Стругари, Ф., Ионеску, М., Балинка, С. и Чиокан, Джеорджета: **Соображения по эксплуатации доменной печи объемом 3500 м³ Металлургического Комбината Галац, оснащенная устройством для загрузки без колокола**

Работа содержит представление доменной печи, описание устройства для загрузки, с вращающимися и качающимися желобами; указаны действующие средства для выбора схемы загрузки; представлена полученная математическая модель для распределения материалов у колошника и достигнутые результаты при эксплуатации в использовании загрузочных схем в течении 30 дней последовательно. Также представлен реальный термический баланс и баланс углерода.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 294—298

ДК: 669.184.244.86

Мунтеану, В., Урсу, В., Константинеску, Р. и Роман, Л.: **Пути оптимизации составления загрузки конвертора в условиях модернизации процеса рафинировня**

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 299—304

ДК: 661.1

Молдован, А.: **Разнообразие сортаментов плоских изделий с высокими характеристиками, компетитивными на мировом уровне**

В работе представлены основные изделия, изготовленные на Заводе плоских изделий Меткомбинат Галац, разнообразие сортамента этих, а также и технологические потоки, которыми изготовляют эти изделия.

Metalurgia 40 (1988) nr. 6, p. 305—306

ДК: 621.38

Кристеску, М. и Амзуйкэ, Д.: **Применение и развитие электронной вычислительной системы управления производством и технологическими процессами**

Статья представляет настоящую стадию достижения информационных систем для управления производством и технологическими процессами Меткомбината Галац по применению функций и вычислительной аппаратуры. Также представлены принципы и направления развития промышленной информатики в будущем, имея в виду достижение высших задач систем автоматизации.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 307—314

ДК: 621.311.6

Остаке, С., И Иосеф, М. .: **Энергетика Металлургического комбината Галац. Эволюция и развитие**

Статья описывает энергетическое развитие Меткомбината Галац в последние 20 лет, озабоченность специалистов для уменьшения расхода энергии и топлива у основных продуктов черной металлургии и достигнутые результаты по повторному использованию и освоению энергетических ресурсов снова употребляемых.

Metalurgia 40 (1988), nr. 6, p. 315—317

ДК: 621.039.85

Нат, Н.: **Соображения по применению радиоактивных изотопов на Металлургическом Комбинате Галац**

Представлены полученные результаты при эксплуатации влагомеров с нейтронами, толщемеров и устройств для контроля материалов на ленте, а также и применяемой техники для контроля доменных печей. Указаны также несколько путей увеличения точности толщемеров.

Metalurgia 40(1988), nr. 6, p. 318—322

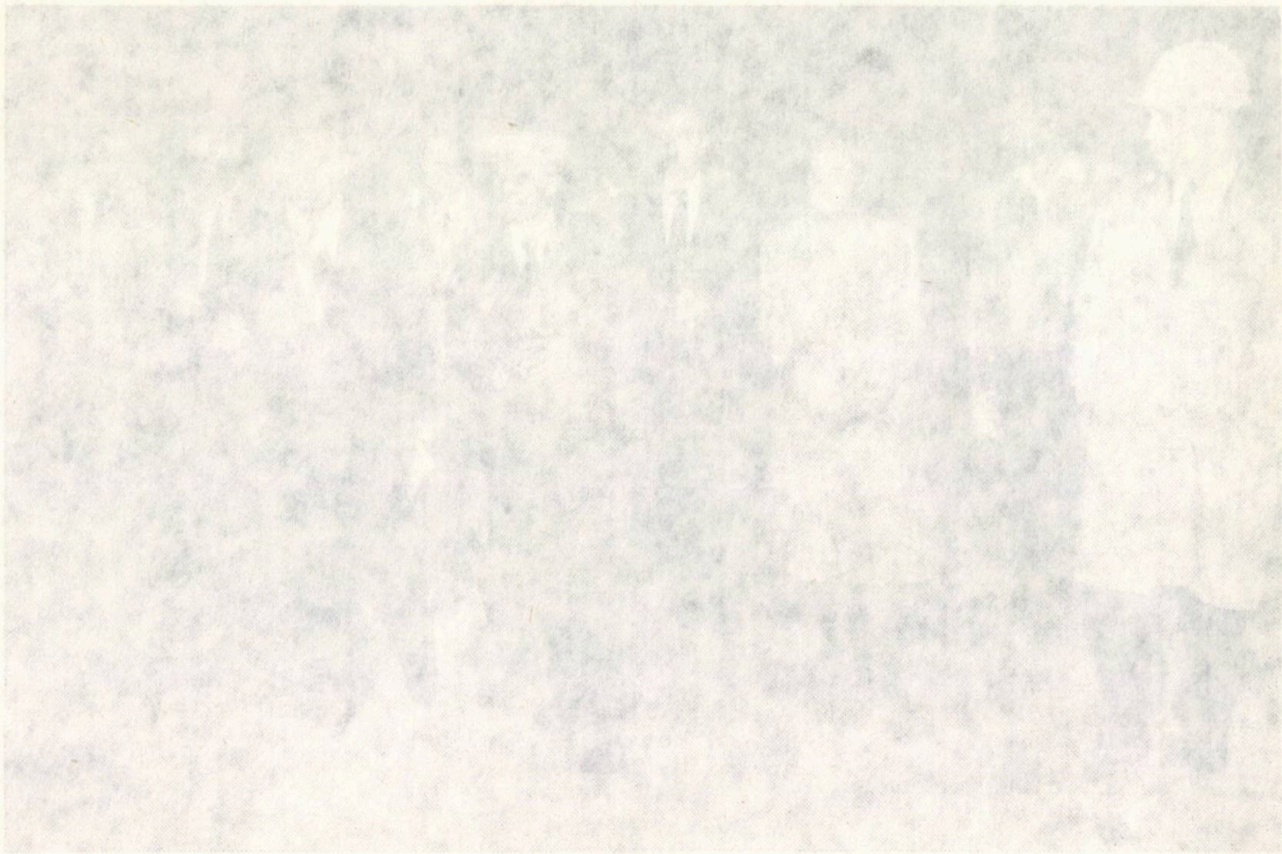
ДК: 621.892.099.6

Ставэр, С. и *Нэсуй, В.:* **Новые типы смазок для тонких механизмов**

Работа представляет два состава полужидких смазок, отличающиеся от обыкновенных смазок тем, что они получены загустеванием минеральных масел, а именно полимерами. Это придает преимущество лучшей однородности, а также и способность подачи через централизованные станции смазки, с минимальными расходами энергии, без уменьшения свойства смазки.

Metalurgia, 40 (1988), nr. 6, p. 323—324

Vizita de lucru a tovarășului Nicolae Ceaușescu, împreună cu tovarășa Elena Ceaușescu, la Combinatul Siderurgic Galați, în ziua de 23 septembrie, 1987



METALURGIA 6
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Combinatul Siderurgic Galaţi, ctitorie a „Epocii Nicolae Ceauşescu", pe coordonatele dezvoltării în cei 20 de ani de la inaugurarea fluxului siderurgic integrat

Ing. D. Dulamă,
Director general al Centralei Industriale Siderurgice Galaţi

CZ: 669.1

Combinatul Siderurgic Galaţi — strălucită expresie concretă a politicii de industrializare socialistă promovată de Partidul Comunist Român — este astăzi cea mai mare unitate metalurgică a ţării, asigurînd jumătate din producţia totală de oţel şi 96% din produsele plate cerute de economia naţională.

Prima capacitate de producţie — Laminorul de tablă groasă nr. 1 — a fost pusă în funcţiune la 14 septembrie 1967, în prezenţa tovarăşului secretar general Nicolae Ceauşescu.

În iunie 1968 a început să producă primul flux siderurgic integrat, prin intrarea în funcţiune a furnalului nr. 1, a oţelăriei LD nr. 1 şi a laminorului slebing. De atunci şi pînă în prezent, combinatul s-a dezvoltat continuu şi în ritm impetuos, ajungînd la actualele dimensiuni care îi conferă capacitatea de a răspunde în mod corespunzător nevoilor de produse metalurgice plate ale economiei.

Prin grija conducerii partidului şi statului, pentru realizarea şi dezvoltarea continuă a Combinatului Siderurgic Galaţi, s-au alocat fonduri de investiţii de peste trei miliarde lei anual, ceea ce a permis realizarea şi punerea în funcţiune, pe această mare platformă, a unor mari capacităţi de producţie, dotate cu utilaje şi instalaţii la nivelul tehnicii mondiale.

În această scurtă dar intensă perioadă de activitate, în care s-a conturat capacitatea finală a complexului siderurgic de la Galaţi, s-au produs 33 milioane tone cocs metalurgic, 81 milioane tone fontă, 93 milioane tone oţel, 65 milioane tone laminate finite pline şi 11 milioane tone table şi benzi laminate la rece.

Dar realizarea cea mai de preţ a acestor ani rodnici o constituie puternicul detaşament de siderurgişti, care s-a format aici, oameni caracterizaţi prin spirit de dăruire, bărbăţie şi înalt profesionalism, capabil să ducă la îndeplinire, în cele mai bune condiţii, sarcinile de mare răspundere socială, încredinţate de conducerea partidului.

Înfăptuind hotărîrile Congresului al XIII-lea şi ale Conferinţei Naţionale ale par-tidului, valorificînd potenţialul tehnic şi inteligenţa creatoare a muncitorilor, inginerilor şi tehni, cienilor, combinatul produce astăzi peste 350 de mărci de oţeluri, într-o structură sortotipodimensională foarte diversificată. Domeniul de utilizare a produselor laminate plate este deosebit de larg, asigurînd metalul necesar pentru marile construcţii ale acestei epoci de dezvoltare multilaterală a ţării.

Eforturile şi rezultatele muncii furnaliştilor, oţelarilor, laminatorilor şi cocsarilor, ale celorlalţi oameni ai muncii, ale cercetătorilor şi proiectanţilor se regăsesc în construcţiile şi utilajele Canalului Dunăre-Marea Neagră, în platformele de foraj marin, în echipamentele pentru Centrala atomo-electrică de la Cernavodă, în materialul rulant şi autovehicule, în toate utilajele şi obiectele de uz casnic şi gospodăresc realizate de industrie.

Combinatul este, de asemenea, prezent cu produsele sale în acţiunile de cooperare internaţională promovate de conducerea partidului, exportînd produse de bună calitate, competitive pe piaţa internaţională în peste 40 de ţări ale lumii.

Dotat cu utilaje şi instalaţii moderne, de mare randament şi cu un grad înalt de mecanizare şi automatizare, încadrate într-o formulă complexă de integrare, Combinatul Siderurgic Galaţi valorifică, în condiţii superioare,

materiile prime, materialele, inteligența, capacitatea și experiența oamenilor muncii.

Înfăptuind indicațiile date, colectivul gălățean acționează cu mai multă fermitate pentru asimilarea unor sortimente de oțeluri și laminate cu grad înalt de tehnicitate, care asigură valorificarea superioară a materiilor prime, materialelor, combustibililor și energiei electrice. Numai în ultimii cinci ani s-a asimilat o gamă largă de oțeluri inoxidabile și refractare, benzi electrotehnice pentru transformatoare, table și benzi laminate la rece destinate discurilor și jenților auto, table groase cu caracteristici superioare pentru cazane și recipienți, platforme marine și altele.

Pe linia promovării noului, a căutărilor pentru găsirea unor soluții tehnice de asimilare a sortimentelor deficitare, în vederea renunțării la importuri, sînt de menționat rezultatele bune obținute în realizarea oțelului silicios pentru transformatoare. Pentru obținerea acestor sortimente, pe dotările existente, s-au făcut eforturi cu totul deosebite de către cercetătorii și specialiștii din combinat.

O dată cu asimilarea unor produse cu mare valoare economică și ca urmare a extinderii procedeelor și tehnologiilor moderne, care au redus consumurile materiale și de muncă, s-au înregistrat îmbunătățiri substanțiale la indicatorii de eficiență. Aplicarea cu fermitate sporită a principiilor autoconducerii muncitorești și autogestiunii economice la nivelul uzinelor, secțiilor și atelierelor a avut ca urmare imprimarea unui nou mod de gîndire, pe această bază asigurîndu-se creșterea rentabilității produselor combinatului cu aproape 10 %.

Promovînd forme noi de cointeresare și stimulare materială, s-a legat mai bine nivelul retribuției de rezultatele cantitative și calitative obținute de fiecare formație de lucrători, de fiecare om al muncii. Efortul făcut pentru îmbunătățirea calității produselor oferite la export s-a materializat prin pătrunderea, în condiții de competitivitate, pe noi piețe de desfacere — unele din acestea cu o puternică industrie metalurgică cum sînt : Japonia, S.U.A., R.F.G. și altele. Deși combinatul se confruntă cu probleme complexe, legate de actuala conjunctură economică mondială, se continuă eforturile pentru lărgirea gamei calitative și sortimentale oferite la export, astfel încît să se asigure creșterea prețului mediu de valorificare a metalului pe piața exernă și, pe această bază, noi resurse valutare pentru economia națională.

Probleme deosebite pentru colectiv ridică încadrarea în normele de consum, în special la cocsul metalurgic și creșterea coeficientului de scoatere.

Față de anul 1986, în anul 1987 s-au înregistrat importante reduceri la consumurile de materii prime și materiale. Astfel, s-au redus consumul de cărbuni pentru cocsificare la sistemul „vrac" cu 6,98 kg pe tona de cocs, consumul de fontă lichidă pe tona de oțel cu 20,82 kg, iar din trimestrul IV 1987consumul se menține la un nivel de 855 kg pe tona de oțel. Consumul de oțel lichid pentru sleburile turnate continuu a scăzut cu 10,7 kg pe tonă și cu 27,8 kg pe tonă pentru blumurile turnate continuu.

Reduceri importante s-au înregistrat la consumul de cărămizi refractare pentru oțel, feroaliaje și altele.

Se are în vedere găsirea de noi soluții pentru diminuarea consumurilor energetice și încadrarea în cotele alocate, precum și pentru creșterea gradului de recuperare și valorificare a resurselor energetice refolosibile.

Este în curs finalizarea investițiilor, așa cum a cerut secretarul general al partidului la vizita din septembrie 1987, pentru încheierea practică a etapei finale de dezvoltare a acestui mare combinat, astfel ca, începînd din trimestrul IV 1988 să se creeze condiții de prelucrare la întreaga capacitate. Se vor pune în funcțiune, în acest an, noi capacități de degazare a oțelului și de valorificare a zgurelor de oțelărie ; se vor extinde tratamentele termomecanice și se ve finaliza o serie de investiții care să permită ridicarea calității produselor combinatului, diversificarea acestora, creșterea gradului de recuperare a resurselor energetice refolosibile.

În combinat se desfășoară o intensă activitate pentru realizarea reparațiilor capitale aplicînd soluții noi de modernizare, revitalizînd agregatele și instalațiile siderurgice pentru atingerea parametrilor proiectați în scurt timp.

Prin punerea și mai accentuată în evidență a factorilor intensivi ai dezvoltării, Combinatul Siderurgic Galați se va înscrie în rîndul unităților cu o înaltă eficiență economică, competitive pe plan mondial.

Experiența acumulată și rezultatele obținute pînă în prezent dau garanția unor realizări tot mai bune în toate domeniile, metalurgia gălățeană urmînd să aibă un aport în continuă creștere la satisfacerea cererii de metal a economiei, pentru creșterea venitului național și, pe această bază, la înfăptuirea programului partidului de ridicare continuă a nivelului de trai material și spiritual al tuturor oamenilor muncii.

Ing. I. Ovesea
Director al Institutului de cercetări și proiectări pentru produse plate și acoperiri metalice Galați

Realizări și perspective în activitatea de cercetare științifică și inginerie tehnologică pe platforma siderurgică de la Galați

CZ : 001.5 ; 628.94

Hotărîrea de a construi la Galați cel mai mare combinat siderurgic al României a constituit, în anul 1960, actul de naștere a unui nucleu de proiectare care, o dată cu punerea în funcțiune a obiectivelor productive, s-a dezvoltat continuu, devenind în anul 1974 Institutul de cercetări și proiectări de fabricație pentru produse plate și acoperiri metalice Galați.

Institutul, în strînsă conlucrare cu specialiștii din uzinele și unitățile Centralei Industriale Siderurgice Galați și cu cele ale Institutului Central de Cercetări Metalurgice, asigură activitatea de cercetare științifică, de dezvoltare tehnologică și proiectare în domeniul proceselor metalurgice de fabricație a laminatelor plate și a acoperirilor metalice ale produselor siderurgice.

Proiectanții de pe platforma siderurgiei gălățene, în perioada de construcție, au contribuit, prin documentațiile tehnico-economice elaborate, la edificarea obiectivelor productive pentru fluxul integrat de fabricație, etapă încheiată în anul 1973, o dată cu intrarea în exploatare a bateriei de cocsificare nr. 1.

O dată cu producerea primelor cantități de tablă la laminorul de tablă groasă nr. 1, pe lîngă proiectare, s-a dezvoltat și cercetarea științifică, cu rolul de a asigura tehnologiile de fabricație și asimilare a produselor noi, atît de mult solicitate de economia națională.

Astfel, au fost puse la punct tehnologiile care au dus la asimilarea în fabricație a tablelor groase și a benzilor laminate la cald din oțeluri carbon de uz general și de calitate, din oțeluri aliate de înaltă rezistență pentru construcții mecanice puternic solicitate și din oțeluri înalt aliate inoxidabile și refractare, a benzilor laminate la cald din oțeluri silicioase pentru transformatoare și motoare electrice, precum și a benzilor laminate la rece de ambutisare adîncă și foarte adîncă.

Dezvoltarea, în continuare, la capacitatea finală a Combinatului Siderurgic Galați, a constituit pentru cercetătorii și proiectanții de la ICPPAM un examen de maturitate tehnică materializat prin elaborarea documentațiilor de execuție și introducerea de noi procedee tehnologice, contribuind astfel la realizarea instalațiilor de turnare continuă a bramelor, fiecare cu o capacitate de 700 000 t/an, a instalațiilor de turnare continuă a blumurilor de 450 000 t/an, a instalațiilor de sinterizare a dolomitei, a liniei de zincare prin imersie la cald a benzilor laminate la rece cu o capacitate de 100 000 t/an, a instalației de desulfurare a fontei în afara furnalului, a fabricației lagărelor de laminare din aliaje speciale.

De asemenea, au fost realizate documentații tehnico-economice și de execuție pentru alte întreprinderi metalurgice din țară, care au stat la baza realizării a instalațiilor de turnare continuă a oțelului în tagle la Combinatul Siderurgic Călărași, a secției de fabricație a tablelor din oțeluri inoxidabile și refractare și a instalației de zincare electrolitică a benzilor înguste laminate la rece la întreprinderea Laminorul de Tablă Galați, a reconstruirii laminorului nr. 2 și a laminorului de profile speciale la Întreprinderea Laminorul Brăila, a întreprinderii de microproducție — ICEM București și altele.

În perioada actuală, institutul este angrenat la transpunerea în fapte a sarcinilor stabilite de tovarășul Nicolae Ceaușescu, secretarul general al partidului, cu ocazia vizitei din septembrie 1987 privind realizarea la Combinatul Siderurgic Galați a unei producții de oțel de 10 milioane tone pe an începînd cu anul 1989. Astfel, s-a trecut la elaborarea studiilor și a documentațiilor de modernizare a agregatelor siderurgice de bază, de perfecționare a organizării și modernizării proceselor de fabricație, de ridicare a nivelului tehnic și calitativ al produselor și de creștere a scoaterii de metal și reducerea consumurilor de materii prime, materiale, combustibili și energie.

Acțiunile întreprinse au dus la realizarea documentațiilor de execuție pentru reparația capitală a furnalelor de mare capacitate nr. 5 și 6, a furnalului nr. 3, a convertizoarelor bazice cu oxigen nr. 1, 2 și 3, a mașinilor de turnare continuă a bramelor vizînd creșterea producției de oțel turnat continuu și implicit creșterea scoaterii de metal, și a documentațiilor pentru automatizarea complexă cu calculatoare electronice a proceselor de încălzire și tratament termic la cuptoarele adînci și cuptoarele clopot.

O preocupare de seamă o constituie revizuirea și îmbunătățirea tehnologiilor existente și introducerea de noi tehnologii pe întregul flux de fabricație, acțiune care a dus la îmbunătățirea calității produselor și la creșterea scoaterii la fabricația tablelor groase pentru centralele nuclearo-electrice, aeronautică, utilaje chimice,

cazane de înaltă presiune, și a tablelor și benzilor laminate la rece de ambutisare pentru autoturisme și obiecte sanitare.

În contextul actualei crize energetice, s-au elaborat documentații privind reducerea consumurilor și valorificarea resurselor energetice refolosibile, realizînd în ultimii ani economii de cca 370 000 tcc. Dintre acestea se pot menționa introducerea gazului de cocs în locul gazelor naturale la aglomerare, furnale, oțelării, cinci centrale de recuperare pe platforma C.S.G. și modernizarea cazanelor recuperatoare de la oțelăriile cu convertizoare nr. 1 și 2.

În domeniul acoperirilor metalice, institutul a elaborat documentațiile de execuție pentru realizarea unei instalații de plumbuire prin imersie la cald a benzilor laminate la rece, destinate confecționării rezervoarelor de combustibil pentru autovehicule și, de asemenea, documentațiile tehnico-economice pentru realizarea unei secții de fabricație a tablelor și benzilor cositorite electrolitic, destinate industriei alimentare, și a unei instalații de zincare electrolitică a benzilor laminate la rece pentru autoturisme și bunuri de larg consum.

De asemenea, sînt realizate produse care contribuie la reducerea importului, printre care: cuțite lamă și disc pentru debitarea laminatelor; benzi înguste și subțiri pentru carcase de semiconductori; armarea chederelor de autoturisme; asigurarea la implozie a tubului cinescop; benzile fără remanență magnetică pentru aparataj electrotehnic și electrod bandă din oțel aliat pentru recondiționarea prin sudură a cilindrilor și rolelor de laminor.

Activitatea de viitor a institutului, axată pe rezolvarea problemelor care îi revin din programele prioritare ale economiei, are ca obiective principale: asimilarea de noi materiale metalice cu parametrii tehnici și calitativi și în sortimentația cerută de industriile de vîrf, îmbunătățirea calității produselor laminate plate prin creșterea caracteristicilor fizico-mecanice și a gradului de puritate și asigurarea tehnologiilor noi și modernizate, cerute de mutațiile tehnice și calitative de perspectivă din ramurile economiei naționale, în condițiile reducerii consumurilor de materii prime, materiale și energie și ale creșterii productivității muncii.

Astfel, se are în vedere realizarea laminatelor plate din oțeluri supertenace la temperaturi scăzute, destinate construcției de nave maritime grele, de conducte pentru transportul gazelor naturale și al produselor petroliere și pentru tehnica frigului, a oțelurilor rezistente la fragilitatea de revenire, fragilizarea prin hidrogen și atacul la cald al hidrogenului, a oțelurilor superrezistente la temperaturi ridicate solicitate de industriile chimică și energetică și a oțelurilor cu plasticitate ridicată sub formă de table subțiri laminate la rece.

În domeniul acoperirilor metalice de protecție se efectuează studii și cercetări pentru punerea la punct a tehnologiilor și instalațiilor de fabricație a tablelor și benzilor acoperite prin imersie la cald, electrolitic sau prin vaporizare cu aliaje zinc-aluminiu, zinc-fier, aluminiu-siliciu, aluminiu, cositor, plumb și emailuri.

Vor continua acțiunile de modernizare, automatizare și conducere cu calculatoarele electronice a proceselor tehnologice la furnale, convertizoare cu oxigen și cuptoare de încălzire și tratamente termice din sectorul de laminoare, precum și creșterea siguranței în funcționare și a fiabilității celorlalte utilaje și instalații siderurgice din Combinatul Siderurgic Galați.

Obiectivele prevăzute în domeniul modernizării tehnologiilor existente și al introducerii de noi tehnologii vizează: reducerea consumului de cocs la furnale prin creșterea gradului de omogenizare a minereurilor în depozite, îmbunătățirea calității aglomeratului, introducerea de combustibili auxiliari și creșterea temperaturii aerului insuflat în furnale; reducerea consumului de fontă lichidă la elaborarea oțelului în convertizoare; creșterea scoaterii de metal prin îmbunătățirea tehnologiei de laminare în faza lingou-sleb; laminarea directă a benzilor din sleburi subțiri și reducerea consumurilor de energie și recuperarea resurselor energetice refolosibile prin elaborarea de bilanțuri termice optimizate pentru toate procesele tehnologice.

Ing. V. Dumitru

Dezvoltarea capacităţilor de producţie pentru fabricarea cocsului metalurgic

CZ : 662.162.9

Constituindu-se ca o unitate cu flux integrat, Combinatul Siderurgic Galaţi, începînd cu anul 1970, a început investiţiile şi la prima verigă din sectorul primar, şi anume Uzina cocsochimică, pentru acoperirea necesarului de cocs metalurgic al furnalelor aflate deja în funcţiune.

Atingerea capacităţilor actuale de producţie s-a făcut în trei etape distincte, marcate de punerile în funcţiune ale celor trei grupuri de baterii, care s-au constituit şi în secţii aparte.

Astfel, prima etapă, cuprinsă între anii 1970 şi 1975, marchează perioada de punere în funcţiune a bateriilor 1—4 cu toate anexele, precum şi a secţiilor ajutătoare, respectiv primirea, depozitarea şi prelucrarea cărbunilor şi secţia chimică de prelucrare a gazului de cocs rezultat la cocsificare.

Cea de-a doua etapă, cuprinsă între anii 1974 şi 1977, este marcată de punerea în funcţiune a bateriilor 5—6, concomitent cu extinderea secţiilor existente de prelucrare a cărbunilor şi de captare şi prelucrare a gazului de cocs şi a gudroanelor de cocserie.

Etapa a treia, cuprinsă între anii 1979 şi 1982, este marcată de apariţia, practic, a unei noi uzine cocsochimice care cuprinde complexul bateriilor 7 şi 8 şi noile secţii anexe de prelucrare a cărbunilor, a produselor chimice şi un nou atelier mecanic pentru producerea pieselor de schimb.

În urma acestei creşteri impetuoase a capacităţilor de producţie, Uzina cocsochimică din Combinatul Siderurgic Galaţi a ajuns să realizeze în momentul de faţă mai bine de 57% din totalul cocsului produs la nivelul economiei naţionale, situîndu-se în rîndul celor mai mari cocserii din lume.

Paralel cu creşterea capacităţilor, pe parcursul anilor s-a produs şi o diversificare a producţiei.

Astfel, în momentul de faţă, uzina poate realiza următoarele produse: cocs metalurgic pentru furnale; cocs metalurgic pentru feroaliaje; cocs mărunt pentru aglomerarea minereului de fier; gudroane de cocserie; apă amoniacală concentrată; suhat de amoniu; amoniac anhidru; benzen brut; sulf; smoală pentru electrozi siderurgici; smoală de brichetare; înlocuitor de bitum; ulei de creozot; ulei de absorbţie; naftalină.

Prezentarea fluxului tehnologic

Primirea, depozitarea şi pregătirea cărbunilor. Cele două secţii care pregătesc şarja de cărbune, funcţionînd după schema prezentată în figura 1, realizează următoarele operaţii:

— primirea cărbunelui, care se face atît pe calea ferată, preluîndu-se prin cele trei instalaţii de culbutoare, cît şi pe apă, prin intermediul portului mineralier, pe trei fire de benzi transportoare; prin ambele sisteme poate fi preluată o cantitate de peste şapte milioane de tone cărbune anual;

— depozitarea cărbunelui care se poate face în cele opt stive ale depozitelor descoperite şi într-un depozit acoperit capacitatea totală de depozitare, ţinînd seamă de sorturile de căr-

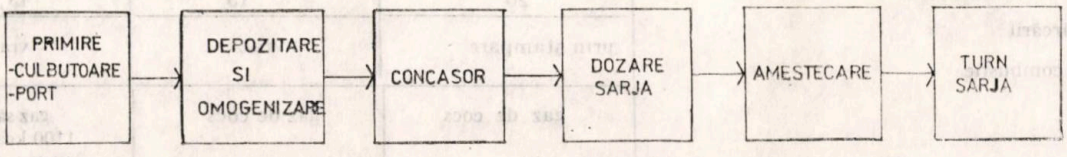


Fig. 1. Schema de funcţionare a secţiilor de pregătire a cărbunilor

bune aprovizionat și de organizarea stivelor, depășind un milion de tone;

— pregătirea granulometrică a cărbunelui, care se realizează prin intermediul celor două stații de concasare, avînd în dotare șase mori cu impact și două mori cu ciocane, componenții șarjei măcinîndu-se diferențiat, în funcție de caracteristicile lor tehnologice;

— dozarea componenților pentru alcătuirea șarjei, care se efectuează gravimetric cu cele 34 de dozatoare din dotare;

— omogenizarea șarjei, care se efectuează prin intermediul celor patru instalații de amestecare, existînd aici și posibilitatea de umectare a șarjei pentru aducerea umidității șarjei la parametrii din tehnologie;

— stocarea șarjei preparate în buncărele celor patru turnuri de cărbune cu o capacitate totală de 10 000 tone.

Cocsificarea cărbunilor. Cocsificarea cărbunilor are loc în cuptoarele celor opt baterii care au caracteristicile principale prezentate în tabelul 1.

Din punct de vedere al tehnologiei de încărcare, bateriile pot fi grupate în baterii cu încărcarea laterală a cărbunelui ștampat, care reprezintă 33% din capacitatea de producție actuală a uzinei, și baterii cu încărcarea șarjei în vrac pe la partea superioară.

Opțiunea pentru bateriile cu încărcare ștampată s-a făcut în ideea creării posibilităților de utilizare la cocsificare a huilelor cu însușiri mai slabe de aglutinare-cocsificare, creîndu-se astfel premisa lărgirii bazei de materii prime.

Dotarea cu baterii avînd încărcarea în vrac, s-a făcut ținîndu-se seamă de avantajele prezentate de unitățile cu capacitate mare de producție și posibilități mai mari de mecanizare și automatizare, deci, de creștere a productivității muncii, care marchează intrarea în funcțiune a bateriilor de mare capacitate și de reducere a consumurilor energetice.

Complexul bateriilor de cocsificare cuprinde și instalațiile de stingere umedă și uscată a cocsului precum și stațiile de sortare a acestuia cu fluxurile de benzi transportoare aferente.

Toate blocurile de baterii dispun, pe lîngă instalațiile de stingere umedă a cocsului prevăzute inițial, și de patru instalații de stingere uscată a acestuia, avînd în dotare blocuri cuvă-cazan, care au intrat în funcțiune pe rînd, pornind din anul 1978.

Instalațiile de stingere uscată, pe lîngă efectele energetice pozitive, au și un mare aport la creșterea calității cocsului metalurgic, lucru care a permis și creșterea aportului de cărbune indigen în șarjele de cocsificare, păstrînd totuși constanți indicii de calitate impuși de norme.

Tabelul 1

Caracteristicile principale ale bateriilor de cocsificare

Elementul de comparație		Bateriile 1—4, PTU 57—E	Bateriile 5—6, PVR 30,3 mm³	Bateriile 7—8, PVR 41,6 m³
Dimensiunile camerelor	înălțime, mm	3800	5500	7000
	lungime, mm	12850	15040	16000
	lățime, mm	460	410	410
Volumul util, m³		18,68	30,3	41,6
Numărul de cuptoare		248	130	130
Perioada de cocsificare, h		20	15	13,5
Tipul încărcării		prin ștampare	vrac	vrac
Gazul de combustie		gaz de cocs	gaz de cocs	gaz sărac 1100 kcal/Nm³ sau gaz de cocs

În atenția colectivului uzinei stau, în continuare, o serie de acțiuni care trebuie să ducă, în final, la realizarea programului de cocs, în condițiile rentabilității economice și ale îmbunătățirii climatului de muncă, și anume :

— creșterea duratei de funcționare a bateriilor de cocsificare între două reparații capitale ;

— modernizarea instalațiilor, utilajelor și a proceselor de muncă ;

— diversificarea producției prin recuperarea avansată a produselor rezultate la prelucrarea gazului de cocs ;

— realizarea programului de depoluare.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 9, 1987

Cercetarea comportării în furnalele de la combinatul metalurgic Nijnii Taghil a peletelor de Kacikanarsk, obținute prin diferite tehnologii de prăjire oxidantă, p. 6 — Cercetarea caracterului tranzitoriu al vitezei de coborîre a materialelor în furnale, p. 12 — Funcționarea furnalului în regim forțat, p. 17 — Cercetarea stării de tensiune a cadrului căruciorului de la mașina de prăjire, p. 22 — Vidarea în flux în procesul de turnare continuă a oțelului, p. 24 — Examinarea zonei de contact a lingoului și a pereților cristalizorului mașinii de turnare continuă a semifabricatelor, p. 26 — Răcirea cu apă și aer a blumurilor pe mașinile de turnare continuă de la combinatul electrometalurgic Oskolsk, p. 28 — Îmbunătățirea calității suprafeței blumurilor la turnarea oțelului sub amestec de zgură pe M.T.C.S., p. 30 — Influența intensității răcirii secundare la turnarea continuă a oțelului SH15 asupra calității lingourilor cu secțiunea de 82 × × 82 mm, p. 32 — Răcirea cu aer și apă a sleburilor la turnarea continuă a oțelului, p. 33 — Particularitățile stării de tensiune și de deformare a sleburilor turnate continuu, p. 34 — Stabilirea grosimii crustei lingoului în cristalizorul mașinii de turnare continuă a semifabricatelor, p. 37 — Îmbunătățirea calității oțelului turnat continuu, p. 39 — Fabricarea semifabricatelor mari sudate turnate semicontinuu de electrozi consumabili obținuți prin retopirea electrică sub zgură, p. 41 — Condițiile formării crustei la lingourile turnate continuu, p. 43 — Experiența funcționării uzinei de feroaliaje de la Nikopol în accelerarea progresului tehnico-științific, p. 45 — Obținerea în cuptoare electrice a ferosiliciului cu puritate înaltă, p. 47 — Prognoza modificării grosimii garnisajului în reactorul (oală) cu temperatură ridicată la fabricarea silicotermică a ferocromului, p. 49 — Particularitățile laminării benzilor pentru șine într-un calibru universal cu patru cilindri, p. 53 — Rezistența benzilor în calibrele de tras ale laminoarelor de profile ușoare și de sîrmă, p. 58 — Rezistența formei rulourilor de benzi laminate la cald, p. 60 — Experiența creșterii eficienței funcționării transportorului de evacuare cu role de la laminoarele de benzi late p. 64 — Îmbunătățirea calității cilindrilor cu două straturi din fontă de la laminoarele de tablă, p. 68 — Examinarea parametrilor tehnologici ai laminării țevilor de tubaj pe laminoarele în pas de pelerin, p. 70 — Îmbunătățirea sculelor pentru fabricarea țevilor, p. 73 — Analiza încărcării produselor după tragerea pe laminoare liniare, p. 76 — Aprecierea influenței acțiunilor perturbatoare asupra funcționării laminorului de trefilare în flux direct, p. 78 — Oțel beton sudat termomecanic durificat și economic aliat, p. 81 — Tratamentul termic al laminatelor din oțeluri cu conținut scăzut de carbon la decuparea prin finisare a pieselor, p. 85 — Influența aluminizării la cald asupra proprietăților oțelurilor pentru construcții, p. 87 — Structura și proprietățile acoperirilor de protecție din pulbere metalică aliată PGL-101 p. 89 — Analiza costului de ramură al oțelurilor Martin și LD, p. 92 — Norme de consum pentru piesele de schimb la utilajele metalurgice, p. 95 — Măsurarea temperaturii laminatului în sistemul de conducere automată a procesului de încălzire intermediară, p. 98.

20 de ani de experiență în exploatare a furnalelor de 1719 m³

Ing. Șt. Banu, dr. ing. Fl. Strugari, ing. N. Ianeu
C.S.G.
ing. M. P. Ionescu și mat. Georgeta Ciocan
ICPPAM

CZ : 669.16

Rod al politicii Partidului Comunist Român de industrializare socialistă, primul furnal construit la Combinatul Siderurgic Galați a fost pus în funcțiune pe data de 20 aprilie 1968, avînd volumul interior de 1 719 m³. Au urmat apoi construirea și punerea în funcțiune a furnalelor nr. 2, 3, 4, cu același volum interior, dar din ce în ce mai bine dotate tehnic (tab. 1). În anul 1978 s-a construit și s-a pus în funcțiune furnalul nr. 5 de 2700 m³ volum util iar în anul 1981, și furnalul nr 6 de 3500 m³ volum util. Toate furnalele au fost proiectate de către IPROMET și au fost destinate producerii fontei de afinare necesare convertizoarelor LD.

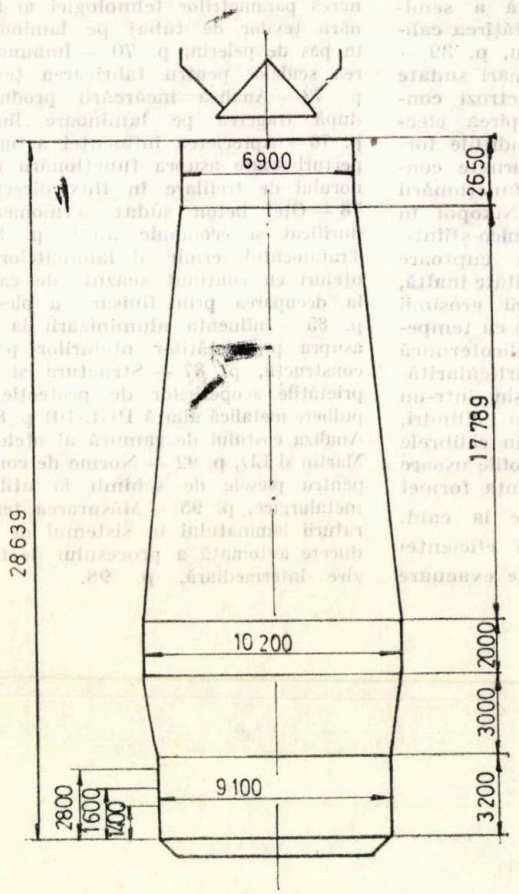


Fig. 1. Profilul interior al furnalelor de 1719 m³

Principalele caracteristici constructive ale furnalelor

Profilul interior al furnalelor de 1 719 m³ și dimensiunile principale se prezintă în figura 1 și în tabelul 1.

Treptat, pe măsura introducerii lor în exploatare, practica de la C.S.G. și stadiul mondial al tehnicii furnalelor au impus următoarele modernizări mai importante :

— dotarea furnalelor nr. 3 și nr. 4 cu cîte două orificii de evacuare a fontei și două hale de turnare, față de un singur orificiu de evacuare a fontei și o singură hală de turnare la furnalele nr. 1 și 2 ;

— dotarea furnalului nr. 4 cu cele mai moderne preîncălzitoare de aer, temperatura prevăzută prin proiect a aerului cald fiind 1 350°C față de 1 200°C la furnalele nr. 1, 2, 3.

Apoi, cu ocazia reparațiilor capitale s-au mai efectuat următoarele modernizări :

— creșterea numărului de guri de vînt la furnalele nr. 1 și nr. 2 de la 18 la 22, iar la furnalele nr. 3 și nr. 4 de la 20 la 24 ;

Tabelul 1

Principalele caracteristici ale furnalelor de 1719 m³

Caracteristicile	F.1	F.2	F.3	F.4
Data punerii inițiale în funcțiune	20.04. 1968	13.10. 1969	19.07. 1972	01.05. 1975
Data punerii în funcțiune după ultima reparație capitală	13.12. 1984	05.04. 1987	08.02. 1982	20.01 1984
Numărul de guri de vînt	22	22	24	24
Numărul de orificii de evacuare a fontei	1	1	2	2
Numărul de orificii de evacuare a zgurei	2	2	2	2
Numărul de preîncălzitoare de aer	4	4	4	3
Temperatura proiectată pentru aerul cald, °C	1 200	1 250	1 200	1 350
Presiunea proiectată la gura de încărcare, bar	1,4	1,4	1,4	1,4

— geometria variabilă a gîtului la toate furnalele;

— utilizarea de sonde orizontale pentru măsurarea temperaturii gazului de furnal pe raza gurii de încărcare, deasupra nivelului încărcăturii;

— introducerea preîncălzitoarelor de aer cu arzător ceramic, cameră de ardere inclusă în corpul preîncălzitorului și zidărie silica la cupolă la furnalul nr. 2, avînd posibilitatea să preîncălzească aerul pînă la 1 250°C.

Modernizări remarcabile au mai constituit utilizarea gurilor de vînt cu două camere de răcire în locul celor cu o singură cameră și utilizarea materialului refractar anhidru pentru astuparea orificiilor de evacuare a fontei.

Instalația de răcire este similară la toate cele patru furnale de 1 719 m³ și este alcătuită din elemente de răcire sub formă de plăci din fontă în care sînt înglobate, prin turnare, cărămizi refractare și serpentine din țeavă de oțel.

Zidăria refractară este alcătuită din blocuri carbonice la vatră și creuzet, blocuri și cărămizi mulito-corindonice la etalaj, sac de cocs și partea inferioară a cuvei și cărămizi de șamotă la partea superioară a cuvei și la gît.

Aparatele de încărcare actuale sînt cu două clopote, distribuitor rotativ, o singură cameră de presiune și geometrie variabilă a gîtului.

Principalele caracteristici ale preîncălzitoarelor de aer de la fiecare furnal se prezintă în tabelul 2.

Estacada buncărelor permite stocarea pe sorturi a necesarului de materii prime pentru 8—12 ore de funcționare a fiecăruia dintre furnale și cuprinde utilaje pentru sortarea granulometrică a materialelor care urmează să fie încărcate în furnal, dozarea lor în conformitate cu rețeta de încărcare și alimentarea benelor schipurilor de 9 m³.

Cocsul se ciuruiește cu site cu ochiuri rotunde, avînd diametrul de 23 mm, iar aglomeratul se ciuruiește cu site cu ochiuri eliptice, avînd axele de 6 și 19 mm.

Aparatura termotehnică a furnalelor cuprinde aparate pentru măsurarea și înregistrarea următorilor parametri ai fluidelor energetice utilizate în procesul tehnologic: aer suflat (temperatură, presiune, debit); gaz metan (debit și presiune); oxigen (presiune și debit); apă de răcire (presiune și debit); gaz de furnal (presiune, temperatură, debit). Se mai măsoară temperatura vetrei furnalului și a zidăriei la diverse cote și presiunile diferențiale. Măsurarea nivelului încărcăturii furnalului se face cu sonde mecanice. Dozajul încărcăturii se face cu pîlnii cîntar. Reglajul distribuției materialelor la gura de încărcare se face pe baza distribuției temperaturilor gazului de furnal pe raza gurii de încărcare, măsurată cu ajutorul unor sonde dotate cu termocupluri.

Tabelul 2

Principalele caracteristici ale preîncălzitoarelor de aer de la furnalele de 1719 m³

Caracteristicile	F.1	F.2	F.3	F.4
Suprafața de încălzire unitară, m²	33810	42810	33810	36750
Suprafața de încălzire pe m³, volumul furnalului, m²	80	100	80	105
Suprafața specifică de încălzire, m²/m³, volum al grătarului	30	—	30	46,2
Temperatura maximă a gazelor la cupolă, °C	1300	1450	1300	1550
Temperatura maximă a gazelor arse la ieșire, °C	400	350	400	250
Înălțimea totală, mm	42200	36700	42200	42000
Temperatura aerului de la suflantă, °C	100	100	100	100
Temperatura maximă a aerului suflat, °C	1200	1250	1200	1350
Diametrul interior al mantalei metalice, mm	9000	9000	9000	8000

Rezultatele obținute în exploatare

S-au elaborat, pînă în prezent, la cele patru furnale aproape 60 milioane t fontă. Rezultatele obținute în exploatare sînt diferite de la un furnal la altul și de la o perioadă la alta, depinzînd de condițiile de funcționare asigurate: caracteristicile încărcăturii; temperatura aerului cald; presiunea la gura de încărcare; adaosul de combustibil auxiliar.

Pentru a caracteriza rezultatele obținute în exploatare la furnalele de 1 719 m³, în tabelul 3 se prezintă mediile parametrilor realizați la furnalele nr. 1 și nr. 4 într-o lună de funcționare. În legătură cu datele acestui tabel și cu funcționarea generală a furnalelor se menționează următoarele:

— Media lunară la indicele de utilizare a volumului util a fost de 1,875 tf/m³. zi la furnalul nr. 1 și 1,854 tf/m³. zi la furnalul nr. 4.

Cea mai mare medie lunară realizată la furnalul nr. 1 a fost de 1,888 tf/m³. zi în următoarele condiții: scoaterea de fontă — 56,33%; temperatura aerului cald — 1 167°C; consumul specific de cocs uscat — 443,63 kg/tf; consumul specific de gaz metan — 79,43 Nm³/tf; presiunea la gura de încărcare — 1,37 bar.

Cea mai mare medie lunară realizată la furnalul nr. 4 a fost de 2,060 tf/m³. zi în următoarele condiții: scoaterea de fontă — 54,66%; temperatura aerului cald — 1 247°C; consumul specific de cocs uscat — 458,11 kg/tf și consumul specific de gaz metan — 76,12 Nm³/tf.

Furnalele nr. 2 și nr. 3 au avut realizări similare cu furnalul nr. 1.

Corespunzător indicilor de utilizare, producțiile de fontă au ajuns pînă la 105 000 t/lună. S-au efectuat zilnic 12 deschideri ale orificiilor de evacuare a fontei la fiecare furnal. Întreaga cantitate de zgură s-a evacuat o dată cu fonta.

— Media lunară la consumul specific de combustibil a fost de 509,5 kg/tf la furnalul nr. 1 și 500 kg/tf la furnalul nr. 4, în condițiile utilizării unor cantități de CH_4 de 81,1 Nm^3/tf la furnalul nr. 1 și 60,2 Nm^3/tf la furnalul nr. 4.

Cea mai mică medie lunară realizată la furnalul nr. 1 a fost de 492 kg/tf, iar la furnalul nr. 4 de 485 kg/tf. La furnalele nr. 2 și 3 rezultatele au fost similare cu cele de la furnalul nr. 1.

Media lunară maximă la consumul specific de gaz metan a fost de 120 Nm^3/tf.

— Media lunară la scoaterea de fontă a fost 55,88% la furnalul nr. 1 și 56,15% la furnalul nr. 4, iar încărcătura metalică a fost alcătuită la furnalul nr. 1 din aglomerat 65%, pelete 30%, minereu brut clasat granulometric 5%, iar la furnalul nr. 4, din aglomerat 62%, pelete 30%, minereu brut clasat granulometric 8%. Proporțiile componenților încărcăturii metalice au variat în următoarele limite: aglomerat bazic 60—80%; pelete 20—40%; minereu brut sortat granulometric 0—10%.

Media lunară la temperatura aerului cald a fost de 1 163°C la furnalul nr. 1 și de 1 224°C la furnalul nr. 4.

Cea mai mare medie lunară realizată a fost de 1 175°C la furnalul nr. 1 și de 1 268°C la furnalul nr. 4. Temperaturile mai mari, realizate la furnalul nr. 4, se datoresc faptului că acest furnal dispune de preîncălzitoare de aer cu cameră de ardere exterioară și zidărie silica la cupolă.

La furnalul nr. 3 s-a lucrat cu temperaturi ale aerului cald similare cu cele de la furnalul nr. 1, deoarece furnalele nr. 1 și nr. 3 dispun de preîncălzitoare asemănătoare, iar la furnalul nr. 2, la ultima campanie, s-au realizat temperaturi ale aerului cald mai mari decît la furnalele nr. 1 și nr. 3, dar mai mici decît la furnalul nr. 4 care a fost dotat cu preîncălzitoare de aer cu arzător ceramic, cameră de ardere inclusă în corpul preîncălzitorului și zidărie silica la cupolă.

Media lunară la presiunea la gura de încărcare a fost de 1,37 bar atît la furnalul nr. 1 cît și la furnalul nr. 4. Cele mai mari medii lunare au fost de 1,39 bar la furnalul nr. 1 și 1,40 bar la furnalul nr. 4. La furnalele nr. 2 și nr. 3 s-a lucrat cu presiuni la gura de încărcare similare cu cele de la furnalele nr. 1 și nr. 4.

Media lunară la compoziția chimică a fontei elaborate la furnalul nr. 1 a fost: 4,56% C; 0,61% Si; 0,93% Mn; 0,063% P; 0,029% S, iar la furnalul nr. 4 a fost: 4,56% C; 0,66% Si; 0,86% Mn; 0,063% P și 0,035% S. În general, fonta elaborată a avut următoarea compoziție chimică aproximativă: min. 3,80% C; 0,7—1,0% Si; min. 0,7% Mn; max. 0,12% P; max. 0,04% S.

Mediile lunare la caracteristicile zgurelor la furnalul nr. 1 au fost: 5,05% MgO, 9,54% Al_2O_3.

Tabelul 3

Parametrii de funcționare ai furnalelor nr. 1 și nr. 4 în perioadele analizate

Parametrul	F.1	F.4
Numărul zilelor de funcționare a furnalelor	30	31
Indicele de utilizare a volumului util, t/m³. zi	1,875	1,854
Consumul specific de cocs uscat, kg/t	444,7	451,8
Consumul specific de CH_4, Nm^3/t	81,1	60,2
Consumul specific de combustibil, kg/t	509,58	500,0
Încărcătura metalică, kg/t		
aglomerat	1165,7	1104,4
pelete	531,2	544,3
minereu brut de Fe	77,8	113,3
minereu brut de Mn		18,9
Parametrii de suflare:	14,8	
aer atmosferic uscat, Nm^3/t	1014,6	1142,7
umiditatea aerului, Nm^3/t	12,0	12,0
oxigenul suplimentar, Nm^3/t	43,5	—
conținutul de oxigen în aer, %	23,98	21,0
presiunea aerului, bar	2,78	2,65
temperatura aerului, °C	1163	1224
Parametrii la gura de încărcare:		
presiunea, bar	1,37	1,37
temperatura, °C	170	173
gradul de utilizare a CO, %	49,28	49,00
gradul de utilizare a H_2, %	40,00	40,00
Temperatura de ardere la gurile de vînt, °C	1917	1967
Pierderile de căldură, %	4,91	4,17
Cantitatea de cocs evacuată o dată cu praful de furnal, kg/t	10,0	10,0
Cantitatea de zgură, kg/t	393,0	419,0
Scoaterea de fontă, %	55,88	56,15
Compoziția chimică a fontei elaborate, %: C	4,56	4,56
Si	0,61	0,66
Mn	0,93	0,86
P	0,063	0,063
S	0,029	0,035
Indicele de bazicitate a zgurei	1,25	1,24
Conținutul de MgO al zgurei, %	5,05	4,59
Conținutul de Al_2O_3 al zgurei, %	9,54	8,85

Notă: Bilanțurile termice se prezintă în tabelul 4, iar bilanțurile carbonului în tabelul 5.

Al_2O_3 și 1,25 indice de bazicitate % CaO/ %SiO_2 iar la furnalul nr. 4 au fost : 4,59% MgO, 8,85% Al_2O_3 și 1,25 indice de bazicitate %CaO/%SiO_2. Cantitatea de sulf intrată a fost de 7,10 kg/tf la furnalul nr. 1 și 7,33 kg/tf la furnalul nr. 4. Din aceste cantități au trecut în gazul de furnal 14,8% la furnalul nr. 1 și 13,4% la furnalul nr. 4, iar diferența a trecut în fontă și zgură.

Gradul de utilizare a CO a fost 49,28% la furnalul nr. 1 și 49,00% la furnalul nr. 4 iar gradul de utilizare a hidrogenului a fost 40% la ambele furnale, acestea demonstrînd o bună

Tabelul 4

Bilanțul termic* al funcționării furnalelor nr. 1 și nr. 4 de 1719 m³ în perioadele analizate

	F.1		F.4	
	kJ/kmol [Fe]	%	kJ/kmol [Fe]	%
INTRĂRI				
Arderea C la CO	103083,0	16,87	102314,0	16,85
Arderea C la CO_2	356626,0	58,37	349961,0	57,63
Căldura sensibilă a aerului cald	103701,01	16,97	118325,81	19,47
Arderea hidrogenului	47394,3	7,76	36597,5	6,03
Căldura de zgurificare	117,227	0,02	127,327	0,02
Total intrări	611001,0	99,99	607234,0	100,00
IEȘIRI				
Disocierea Fe_2O_3, FeO, Mn_2O_3, SiO_2, P_2O_5	420883,01	68,88	421599,1	69,43
Disocierea H_2O din aer	7738,04	1,27	7736,82	1,27
Disocierea CH_4	16127,50	2,64	11901,4	1,97
Căldura sensibilă a fontei	69292,60	11,34	69282,2	11,41
Căldura sensibilă a zgurei	38971,70	6,38	42006,8	6,92
Căldura sensibilă a gazului de furnal uscat	22474,50	3,68	23821,0	3,92
Căldura sensibilă a umidității gazului de furnal	1574,4	0,26	1360,25	0,22
Evaporarea apei din încărcătură	3923,71	0,61	4141,46	0,68
Pierderi de căldură	30022,0	4,91	25307,0	4,16
Total ieșiri	611001,0	100,00	607234,0	99,98

* Calculat pe baza datelor din tabelul 3

utilizare a componentelor reducătoare ale gazului de furnal.

În vederea unei analize mai aprofundate a consumului specific de combustibil, s-au calculat, cu ajutorul modelului matematic și al calculatorului electronic de la Institutul de cercetări și proiectări de fabricație pentru produse plate și acoperiri metalice Galați, bilanțurile de materiale și termice pentru mediile

Tabelul 5

Bilanțul carbonului* pentru funcționarea furnalelor nr. 1 și nr. 4 în perioadele analizate

Caracteristici	F.1	F.4
	kg/tf	kg/tf
INTRĂRI		
Cocs	383,521	390,363
Gaz metan	43,465	32,296
Total intrări	426,986	422,659
IEȘIRI		
Fontă	45,599	45,600
Combustia la gurile de vînt cu oxigen	275,161	257,353
Reducerea SiO_2, MnO, P_2O_5, CaO	9,976	10,408
Reducerea FeO	78,188	91,250
CH_4 în gazul de furnal	2,000	2,000
Praf de furnal	8,624	8,630
Disocierea H_2O aer, CO_2, volatile	7,437	7,419
Total ieșiri	426,986	422,659

* Calculat pe baza datelor din tabelul 3

lunare ale parametrilor de funcționare prezentați în tabelul 3. Bilanțurile termice sînt prezentate sintetic în tabelul 4, iar bilanțurile carbonului se prezintă în tabelul 5. Se menționează următoarele :

— la furnalul nr. 4 aerul cald a avut un apor mai mare în totalul intrărilor de căldură decît la furnalul nr. 1 (19,47% față de 16,97%) din cauza temperaturii mai mari (1 224 față de 1 163°C);

— consumul specific de carbon a fost de 426,986 kg/t la furnalul nr. 1 și 422,659 kg/t la furnalul nr. 4 din care a ars cu oxigenul introdus la gurile de vînt 64,44% la furnalul nr. 1 și 60,89% la furnalul nr. 4 și s-au evacuat cu praful, fără să participe la procesele din furnal, 8,624 kg carbon/tf la furnalul nr. 1 și 8,630 kg carbon/tf la furnalul nr. 4. Pentru reducerea FeO s-au utilizat, pentru fiecare tonă de fontă, 78,188 kg carbon la furnalul nr. 1 și 91,250 kg carbon la furnalul nr. 4.

Concluzii

Exploatarea timp de 20 de ani a celor patru furnale de 1719 m³ de la C.S.G. a avut ca rezultat practic producerea a 60 milioane tone fontă transformată pe fluxul combinatului în produse plate de mare necesitate pentru economia națională, în plină dezvoltare a României sau pentru export.

S-au realizat medii lunare ale indicelui de utilizare a volumului util de pînă la 2,060 tf/m³·zi iar la consumul specific de combustibil cea mai mică medie lunară a fost de 485 kg/tf în condițiile menționate.

Practica de exploatare a furnalului nr. 5 de 2700 m³ de la punerea în funcțiune și pînă în prezent

Dr. ing. Fl. Strugari, ing. Șt. Banu, ing. P. Nedelcu
C.S.G.
ing. M. P. Ionescu și mat. Georgeta Ciocan
ICPPAM

CZ: 669.016

Furnalul nr. 5 de la Combinatul Siderurgic Galați, care are volumul de 2700 m³ deasupra axei gurilor de vînt, a fost pus în funcțiune pe data de 15 ianuarie 1978.

Prezentarea furnalului și a instalațiilor de deservire

Furnalul propriu-zis. Profilul interior al furnalului și dimensiunile principale sînt prezentate în figura 1. Volumele părților componente sînt: creuzet — 449 m³; etalaj — 406 m³; pîntece — 304 m³; cuvă — 1677 m³; gît — 144 m³. Furnalul are 32 guri de vînt, două orificii de evacuare a fontei, două orificii de evacuare a zgurei și două hale de turnare.

Vatra și creuzetul sînt zidite din blocuri carbonice. Zidăria etalajului, a pîntecelui și a părții inferioare a cuvei se compune din blocuri și cărămizi mulito-corindonice, iar zidăria cuvei superioare și a gîtului se compune din cărămizi de șamotă.

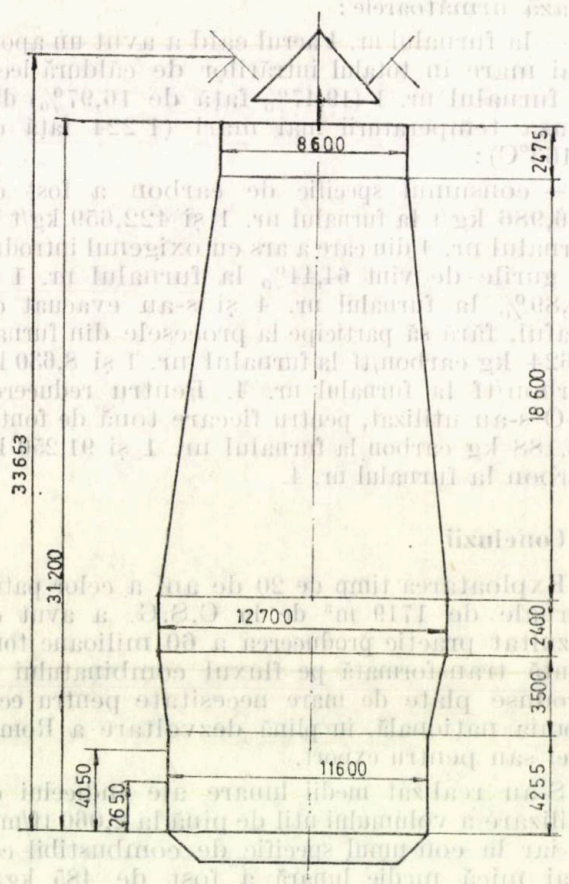


Fig. 1. Profilul interior al furnalului de 2700 m³

Instalația de răcire constă din elemente de răcire montate pe blindaj, pe partea interioară a acestuia. Elementele de răcire sînt plăci din fontă turnată, în care sînt înglobate prin turnare cărămizi refractare și serpentine din țeavă de oțel. Spațiul dintre elemente și blindaj este umplut cu un mortar cu compoziție specială, pentru a împiedica circulația gazului. Cuva este răcită pe 2/3 din înălțime.

Cu ocazia reparației curente, s-au instalat la cuvă elemente de răcire de dimensiuni mai mici, care au avut o bună comportare în exploatare.

Aparatul de încărcare este alcătuit din două clopote, distribuitor rotativ, două camere de etanșare și două pîlnii de primire. În camera dintre clopote, presiunea rămîne relativ constantă, egală cu presiunea de la gura de încărcare. În camera de deasupra clopotului mic, presiunea este alternativ egală cu presiunea la gura de încărcare sau cu presiunea atmosferică. Se poate lucra și în regim monocameral. Gîtul furnalului este dotat cu elemente de protecție cu diametru variabil.

Elementele de protecție cu diametrul variabil la gîtul furnalului sînt 18 plăci din oțel, suspendate în cîte un suport, susținut în cîte o consolă sudată la blindajul furnalului. Plăcile de protecție sînt astfel dispuse încît formează un inel înalt de 1800 mm. Diametrul interior al gîtului furnalului măsurat între plăcile de protecție în poziție verticală este de 7 500 mm. Unghiul maxim de înclinare a plăcilor spre interiorul furnalului este de 22°, iar spre blindaj este de 7°, interval în care se pot adopta cinci poziții de funcționare. Comanda deplasării plăcilor de protecție se face manual sau automat iar acționarea se face cu trei cilindri hidraulici prin intermediul unui inel plasat în exteriorul

blindajului. Succesiunea manevrelor în vederea încărcării furnalului se comandă cu ajutorul calculatorului electronic, care înregistrează și consumurile de materii prime.

Estacada buncărelor. Estacada buncărelor permite stocarea necesarului de materii prime pentru circa 12 ore de funcționare a furnalului. În estacada buncărelor sînt amplasate utilajele pentru sortarea granulometrică a materialelor care urmează să fie încărcate în furnal, dozarea lor în conformitate cu rețeta de încărcare și alimentarea directă a benelor schipurilor de 18 m³. Cocsul se ciuruiește cu site cu ochiuri rotunde avînd diametrul de 27 mm, iar aglomeratul se ciuruiește cu site cu ochiuri eliptice avînd axele de 6 și 19 mm.

Preîncălzitoarele de aer. Instalația de preîncălzire a aerului este formată dintr-un grup de patru preîncălzitoare de aer cu cameră de ardere exterioară. Principalele caracteristici ale preîncălzitoarelor sînt prezentate în tabelul 1.

Tabelul 1

Caracteristicile principale ale preîncălzitoarelor de aer de la furnalul nr. 5

Caracteristicile	Valoarea
Diametrul preîncălzitorului propriu-zis, mm	8000
Diametrul camerei de ardere, mm	4200
Înălțimea totală, mm	37660
Temperatura aerului, °C	1350
Debitul de aer, Nm³/h	300000
Presiunea de lucru, bar	3,5
Suprafața de încălzire, m²/preîncălzitor	48730
Suprafața de încălzire, m²/m³ furnal	36
Suprafața de încălzire, m²/m³ grătar	44
Diametrul hidraulic al grătarului, mm	35,3
Temperatura la cupolă, °C	1550
Temperatura gazelor arse, °C	240
Randamentul termic, %	84,24

Pentru încălzirea aerului suflat la 1 350°C este necesară obținerea unei temperaturi la cupolă de 1 550°C.

Zidăria refractară a celor două corpuri este constituită din cărămizi silica în zonele de maximă solicitare termică, iar în celelalte zone din cărămizi silicoaluminoase.

În vederea evitării fenomenului de coroziune intercristalină a mantalei metalice, între stratul izolator și stratul refractar s-a introdus o folie de aluminiu.

Preîncălzitorul este dotat cu un arzător ceramic amplasat axial la baza camerei de ardere, în care bigazul intră central, iar aerul de combustie este introdus prin fante dispuse radial, permițînd o amestecare omogenă a celor două fluide.

Aparate de măsură și control. Aparatura termotehnică a furnalului cuprinde aparate pentru măsurarea și înregistrarea următorilor parametri ai fluidelor energetice utilizate în procesul tehnologic : aer suflat (temperatură, presiune, debit); gaz metan (debit și presiune); oxigen (presiune și debit); apă de răcire (presiune și debit); gaz de furnal (presiune, temperatură, debit). Se mai măsoară temperatura vetrei furnalului și a zidăriei la diverse cote precum și presiunile diferențiale. Măsurarea nivelului încărcăturii furnalului se face cu sonde mecanice. Dozajul încărcăturii se face cu pîlnii cîntar. Reglajul distribuției materialelor la gura de încărcare se face pe baza distribuției temperaturilor gazului de furnal pe raza gurii de încărcare, măsurată cu ajutorul unor sonde dotate cu termocupluri.

Rezultatele obținute în exploatare

Rezultatele obținute în exploatare sînt diferite de la o perioadă la alta în funcție de condițiile de funcționare asigurate : caracteristicile încărcăturii; temperatura aerului cald; presiunea la gura de încărcare; adaosul de combustibil auxiliar.

Pentru a caracteriza rezultatele obținute în exploatare, în tabelul 2 se prezintă mediile parametrilor realizați într-o lună de funcționare.

Unitatea de încărcare este compusă din 21 000 kg cocs și 80 000 kg încărcătură metalică. Un exemplu de schemă de încărcare utilizată este :

$$3(KKK-I)\,(CCC-I)\,1(KKK-\mathrm{I})$$

$$(CCC-\mathrm{II})\,1{,}25\ \mathrm{m}$$

în care :

K este 1/3 din cantitatea de cocs dintr-o unitate de încărcare;

C — 1/3 din cantitatea de încărcătură metalică dintr-o unitate de încărcare;

I, II — poziția elementelor de protecție la gîtul furnalului cu geometrie variabilă, de la perete către axa furnalului ;

1,25 m — nivelul normal de încărcare.

Media lunară la temperatura aerului cald a fost de 1 251°C. Cea mai mare medie lunară realizată a fost de 1 294°C. Aceste valori medii lunare ale temperaturii aerului cald au fost posibile datorită faptului că furnalul este dotat

cu preîncălzitoare moderne de aer, cu cameră exterioară de ardere, arzător ceramic și zidărie silica la cupolă.

Media lunară la presiunea la gura de încărcare a fost de 1,38 bar. Cea mai mare medie lunară realizată a fost de 1,44 bar. Se menționează că aparatul de încărcare cu două clopote, cu distribuitor rotativ și cu două camere de presiune, existent în dotarea acestui furnal, a avut o fiabilitate mai ridicată și a permis funcționarea cu o presiune la gura de încărcare mai mare decît cea de la furnalele nr. 1—4 dotate cu aparate de încărcare cu două clopote, distribuitor rotativ și o singură cameră de presiune.

Gradul de utilizare a CO a fost de 48,29% iar gradul de utilizare a hidrogenului a fost de 40,0%.

Media lunară la compoziția chimică a fontei elaborate a fost : 4,54%C ; 0,66 % Si ; 0,84% Mn ; 0,083 % P ; 0,023% S. În general, fonta elaborată s-a încadrat în următoarele limite : min. 3,80% C ; 0,7—1,0% Si ; min. 0,7% Mn ; max. 0,12% P ; max. 0,04 % S. S-au efectuat zilnic 12 deschideri ale orificiilor de evacuare a fontei. Întreaga cantitate de zgură s-a evacuat o dată cu fonta.

Mediile lunare la caracteristicile zgurelor au fost 2,87% MgO ; 12,07% Al_2O_3 și 1,18 indicele de bazicitate CaO/SiO_2. Cantitatea de sulf intrată a fost de 6,69 kg/tf din care 12,8% a trecut în gazul de furnal, iar diferența a trecut în fontă și zgură.

În vederea unei analize mai aprofundate a consumului specific de combustibil, s-au calcu-

Tabelul 2

Parametrii de funcționare a furnalului nr. 5 în perioada analizată

Parametrul	Valoarea
Numărul zilelor de funcționare a furnalelor	31
Indicele de utilizare a volumului util, tf/m³.zi	1,989
Consumul specific de cocs uscat, kg/tf	443,63
Consumul specific de CH_4, Nm³/tf	82,24
Consumul specific de combustibil, kg/tf	509,42
Încărcătura metalică, kg/tf :	
aglomerat	1497,81
pelete	297,75
minereu de Fe brut	—
minereu de Mn brut	2,71
Parametrii de suflare, Nm³/tf :	
aer atmosferic uscat	1038,35
umiditatea aerului	12,00
oxigen suplimentar	26,12
conținut de oxigen în aer, bar	22,68
presiunea aerului, bar	2,96
temperatura aerului, °C	1251
Parametrii la gura de încărcare, presiune, bar :	1,38
temperatură, °C	167
gradul de utilizare a CO, %	48,29
gradul de utilizare a H_2, %	40,0
Temperatura de ardere la gurile de vînt, °C	1907
Pierderi de căldură, %	4,71
Cantitatea de cocs evacuată cu praful de furnal, kg/tf	10,0
Cantitatea de zgură, kg/tf	410,0
Scoaterea de fontă	55,61
Compoziția chimică a fontei elaborate, % :	4,54
C	
Si	0,66
Mn	0,84
P	0,083
S	0,23
Indicele de bazicitate a zgurei	1,18
Conținutul de MgO al zgurei, %	2,87
Conținutul de Al_2O_3 al zgurei, %	12,07

Tabelul 3

Bilanțul termic*) al furnalului nr. 5 de 2700 m³ în perioada analizată

Caracteristici	kJ/kmol Fe	%
INTRĂRI		
Arderea C la CO	102958,0	16,94
Arderea C la CO_2	342234,0	56,32
Căldura sensibilă a aerului cald	113016,70	18,60
Arderea hidrogenului	49295,1	8,11
Căldura de zgurificare	112,2	0,02
Total intrări	607616,0	99,99
IEȘIRI		
Disocierea Fe_2O_3, FeO, Mn_2O_3, SiO_2, P_2O_5	419440,04	69,03
Disocierea H_2O din aer	7734,15	1,27
Disocierea CH_4	16354,20	2,69
Căldura sensibilă a fontei	69258,60	11,40
Căldura sensibilă a zgurei	38952,60	6,41
Căldura sensibilă a gazului de furnal uscat	22197,0	3,65
Căldura sensibilă a umidității gazului de furnal	1534,75	0,25
Evaporarea apei din încărcătură	3403,76	0,58
Pierderile de căldură	28649,00	4,71
Total ieșiri	607616,0	99,99

* Calculat pe baza datelor din tabelul 2

Tabelul 4

Bilanțul carbonului pentru funcționarea furnalelor nr. 1 și nr. 4 în perioadele analizate

Caracteristici	kg/tf
INTRĂRI	
Cocs	375,094
Gaz metan	44,098
Total intrări	419,192
IEȘIRI	
Fontă	45,400
Combustia la gurile de vînt cu oxigen	261,856
Reducerea SiO_2, MnO, P_2O_5, CaO	10,456
Reducerea FeO	83,058
CH_4 în gazul de furnal	2,000
Praful de furnal	8,455
Disocierea H_2O din aer, CO_2 din volatilele de cocs	7,969
Total ieșiri	419,192

Tabelul 1

Mediile zilnice ale principalelor elemente la furnalul nr. 5 în primele 18 zile de la punerea în funcțiune după ultima reparație capitală

%	14.09. 1987	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30	01.10. 1987
Si	2,87	1,84	1,41	1,46	1,34	1,40	1,02	0,90	1,25	1,14	0,89	0,70	0,76	0,68	0,96	0,99	0,78	0,83
Mn	2,30	1,48	1,38	1,61	1,67	1,59	1,63	1,21	1,08	0,89	0,94	1,09	1,04	1,03	1,19	0,91	0,65	1,25
S	0,017	0,035	0,036	0,024	0,023	0,018	0,027	0,020	0,016	0,028	0,029	0,032	0,026	0,028	0,025	0,019	0,019	0,022

lat, cu ajutorul modelului matematic și al calculatorului electronic de la Institutul de cercetări și proiectări de fabricație pentru produse plate și acoperiri metalice Galați, bilanțurile termice și de materiale pentru mediile lunare ale parametrilor de funcționare, prezentați în tabelul 2. Bilanțul termic este prezentat sintetic în tabelul 3, iar bilanțul carbonului în tabelul 4. Se menționează următoarele :

— necesarul total de căldură a fost relativ scăzut ($2{,}44 \cdot 10^6$ kcal/tf) din cauza proporției mari de aglomerat în încărcătură, a conținutului scăzut de Si, P în fontă și a temperaturii scăzute a gazului de furnal la gura de încărcare, pierderile de căldură fiind de 4,71% ;

— aerul cald a avut un aport mare în totalul intrărilor de căldură, și anume 18,60 % ;

— consumul specific de carbon a fost de 419,192 kg/tf din care 62,5% a ars o dată cu oxigenul introdus prin gurile de vînt, iar 8,455 kg/tf s-au evacuat împreună cu praful de furnal, fără a participa la procese.

Furnalul nr. 5 de 2 700 m^3 a fost reparat capital în anul 1987 și și-a reluat funcționarea în ziua de 12.09.1987. Mediile zilnice ale principalelor elemente din compoziția fontei, în primele 18 zile de funcționare, se prezintă în tabelul 5. Se remarcă trecerea rapidă la funcționarea normală. Astfel, după mai puțin de două săptămîni de la punerea în funcțiune, furnalul a elaborat peste 4 500 tf/zi cu următoarea compoziție chimică: 0,70% Si ; 1,04% Mn și 0,032% S. Trecerea rapidă de la regimul de funcționare specific punerii în funcțiune după reparația capitală, la regimul de funcționare normală, a fost favorizată de buna calitate a lucrărilor efectuate și de experiența de exploatare dobîndită.

Concluzii

În timpul exploatării acestui furnal s-au realizat medii lunare ale indicelui de utilizare a volumului util de pînă la 2,09 tf/m^3.zi, iar la consumul specific de combustibil cea mai mică medie lunară a fost de 491,6 kg/tf, în condițiile menționate în text.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Manualul inginerului metalurg.* București, Ed. tehnică, 1978, p. 474—489.

[2] Dobrovici, D. ș.a.: *Intensificarea proceselor din furnal.* București, Ed. tehnică, 1983.

REVISTA REVISTELOR

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 3, 1988

Aspecte privind noua metodologie de studiu, în domeniul tehnicii turnătoriei, la Academia de Mine Freiberg, p. 75 — Contribuții la evaluarea, prin mecanica ruperii, a comportării propagării fisurilor fontei de turnătorie la solicitarea mecano-ciclică, p. 77 — Tehnica de turnare în straturi, în vederea fabricării economice a unor elemente de mașini respectiv de uzură deosebit de solicitate, p. 81 — Influența distribuției grafitului asupra comportării la coroziune a fontei de turnătorie nealiate și superaliate cu siliciu, în acizi și baze, p. 86 — Determinarea nedistructivă a rezistenței la tracțiune a elementelor de construcție din fontă cenușie ale unei construcții de motor Diesel, prin ultrasunete. Partea I : Principii și sisteme de control, p. 92 — Utilizarea unui manipulator sincronic pentru construcții BSM 750, la scobirea materialelor refractare, p. 94 — O analiză PAAG a etapelor procesului tehnologic de turnare, p. 97.

Giesserei, R.F.G., nr. 6, 1988

Cel de-al 54-lea Congres internațional de turnătorie, New Delhi, 1987, p. 131 — Referate de specialitate și forumul tehnic, prezentate cu ocazia celui de-al 54-lea Congres internațional de turnătorie New Delhi, 1987, p. 139 — Situația internațională a utilizării instalațiilor de manipulare liber programabile și a roboților în turnătorii, p. 143 — Formarea hexaclorbenzenului la tratarea topiturilor din aliaje de aluminiu, p. 149 — Descompunerea comandată a hexacloretanului la degazarea topiturilor de aluminiu, p. 152 — Emisii gazoase la întărirea materialelor de formare în coajă. Sensibilități de interacțiune la determinarea formaldehidei. p. 154 — Sinteză bibliografică anuală asupra tehnicii de maselotare și alimentare (urmare 25), p. 160

Considerații privind exploatarea furnalului de 3500 m³ echipat cu aparat de încărcare fără clopote

Ing. P. Nedelcu, ing. Șt. Banu, dr. ing. Fl. Strugari
C.S.G.
ing. M. P. Ionescu, mat. G. Balinca și mat. Georgeta Ciocan
ICPPAM

CZ: 669.16

Furnalul nr. 6 de la Combinatul Siderurgic Galați are volumul de 3500 m³ deasupra axei gurilor de vînt și 3900 m³ volum interior.

Profilul interior al furnalului și dimensiunile principale sînt prezentate în figura 1. Aceasta are 36 guri de vînt, patru orificii de evacuare a fontei, două orificii de evacuare a zgurei și o instalație proprie de granulare.

Instalația de răcire este alcătuită din elemente de răcire sub formă de plăci din fontă,

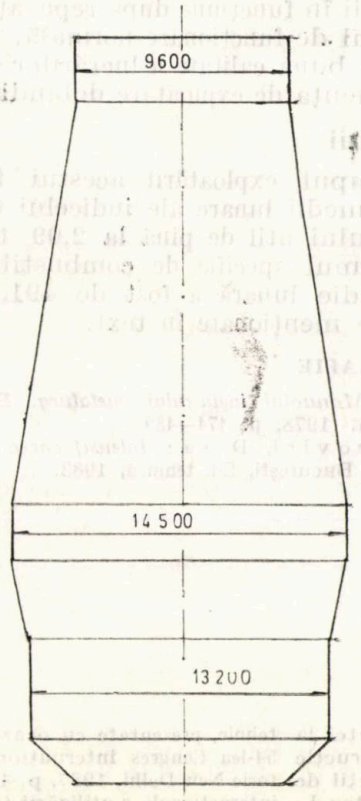


Fig. 1. Profilul furnalului nr. 6 de 3500 m³

în care sînt înglobate, prin turnare, cărămizi refractare și serpentine din țeavă de oțel.

Zidăria refractară este alcătuită din blocuri carbonice la vatră și creuzet, blocuri și cărămizi mulitocorindonice la etalaj, pîntece și partea inferioară a cuvei precum și din cărămizi de șamotă la partea superioară a cuvei și la git.

Preîncălzitoarele de aer sînt cu arzător ceramic, cameră de ardere exterioară și cărămizi silica la cupolă.

Pentru controlul circulației gazelor, furnalul a fost dotat cu sonde conținînd termocupluri pentru măsurarea temperaturii gazului în 24 de puncte, dispuse deasupra nivelului de încărcare, între axa furnalului și perete, pe patru raze ale gîtului.

Măsurarea nivelului se face cu sonde mecanice.

Aparatul de încărcare cu jgheab rotitor și basculant

Furnalul nr. 6 face parte, conform clasificării actuale, unanim acceptate, din categoria furnalelor mari la care raportul dintre înălțimea utilă Hu și diametrul pîntecelui D este mai mic, deci, ele sînt mai largi.

Diametrul gurii de încărcare este și el mai mare, atît ca valoare absolută, cît și în raport cu înălțimea utilă. De aceea, una dintre condițiile esențiale ale valorificării practice a avantajelor furnalelor mari (productivități mari, consumuri energetice scăzute) este corecta distribuție a materialelor la gura de încărcare și a gazelor prin încărcătură. Pentru satisfacerea acesteia, furnalul nr. 6 a fost dotat cu aparat de încărcare cu jgheab rotitor și basculant (fig. 2).

Materiile prime, în porții succesive de pînă la 50 m³ fiecare, sînt depuse, la estacada buncărelor, pe banda de încărcare *14*, care le transportă spre pîlnia de primire *13*. Aceasta se poate deplasa printr-o mișcare de translație imprimată de un cilindru hidraulic pe o cale de rulare *12* deasupra uneia din pîlniile de intrare *11* în cele două buncăre de material (sasuri) *8*, avînd fiecare cîte un volum util de 50 m³. Etanșarea volumului din sasuri față de atmosferă și față de gura de încărcare a furnalului se face cu ajutorul unor clape de etanșare *4* și *10* acționate hidraulic. La partea inferioară a fiecărui sas se găsește cîte o clapă de reglare a debitului de material *5* acționată tot hidraulic și așezată deasupra clapei de etanșare. Succesiv, din fiecare sas curge materialul pe jgheabul de distribuție *1* care, fiind acționat cu motoare electrice, execută mișcări de rotație și basculare. Basculare se poate face pe 1, 2, 3, ... 11 unghiuri alese între 0° (vertical) și 54°, ceea ce permite realizarea distribuției materialelor pe raza gurii de încărcare, prin alegerea schemei de încărcare adecvate. Există patru modalități de descărcare a unei porții de material din sas în furnal: într-un punct; pe un sector de cerc; pe un inel, corespunzător unui anumit unghi de basculare a jgheabului; în spirală, pe 2—11

inele, la valori impuse ale unghiului de basculare a jgheabului.

La descărcarea în spirală a unei porţii de material pe 2—11 inele există două posibilităţi : spiralizarea în funcţie de greutate şi în funcţie de timp.

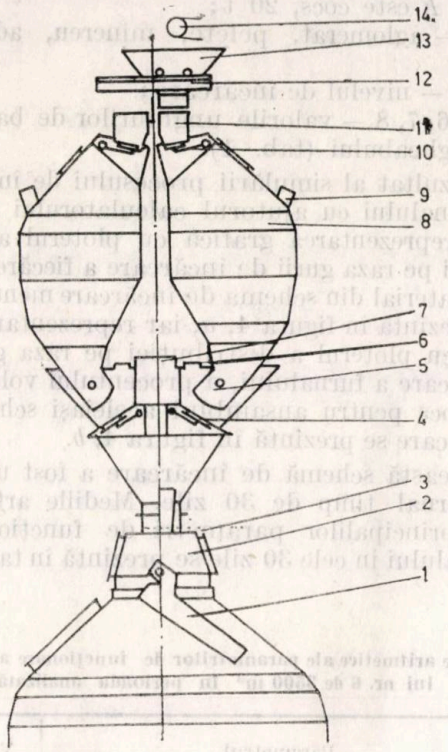


Fig. 2. Părţile componente ale aparatului de încărcare cu jgheab rotativ şi basculant : *1* — jgheab rotitor şi basculant ; *2* — carter ; *3* — şubăr ochelar ; *4* — clape de etanşare inferioară ; *5* — clape de materiale ; *6* — orificii de vizitare a clapei cu etanşare interioară ; *7* — orificii de vizitare a clapei de materiale ; *8* — sas ; *9* — ştuţ de eşapare ; *10* — clape de etanşare superioară ; *11* — pîlnii de intrare ; *12* — cale de rulare ; *13* — pîlnii de primire ; *14* — tambur de întoarcere a benzii de încărcare

Numărul mare, practic infinit, de posibilităţi pe care le oferă aparatul de încărcare cu jgheab rotitor şi basculant creează mari disponibilităţi tehnologice, dar şi dificultăţi în alegerea celei mai bune scheme de încărcare.

Mijloace de alegere a schemei de încărcare

Efectele schemelor de încărcare asupra distribuţiei materialelor, efectele distribuţiei materialelor asupra circulaţiei gazelor şi efectele circulaţiei gazelor asupra regimului termic şi a durabilităţii sistemului de răcire al furnalului trebuie cunoscute cu anticipaţie, deoarece unele scheme de încărcare produc modificări periculoase ale circulaţiei gazelor.

Cunoaşterea distribuţiei materialelor la gura de încărcare a furnalului înseamnă cunoaşterea grosimii şi a unghiurilor straturilor de materiale depuse şi a segregaţiei granulometrice. Pentru aflarea acestora s-au folosit următoarele mijloace :

Cu ocazia încărcării pentru punerea în funcţiune, s-au efectuat observaţii şi măsurători în interiorul furnalului în vederea cunoaşterii traiectoriilor, unghiurilor de taluz şi distribuţiei materialelor la gura de încărcare.

S-a conceput şi realizat o sondă mecanică de nivel, de o construcţie specială, pentru măsurarea, în timpul funcţionării, a configuraţiei suprafeţei superioare a încărcăturii furnalului la un moment dat.

La Institutul de cercetări şi proiectări de fabricaţie pentru produse plate şi acoperiri metalice Galaţi s-a realizat, în anul 1982, modelul matematic al distribuţiei materialelor la gura de încărcare şi simularea procesului de încărcare a furnalului cu ajutorul calculatorului electronic.

Modelul matematic al distribuţiei materialelor

Schema logică a modelului matematic se prezintă în figura 3. S-au făcut următoarele ipoteze simplificatoare :

— după ce părăsesc jgheabul, materialele curg pe o traiectorie liniară, neevazată, parabolică ;

— unghiurile de taluz în furnal sînt, spre axa furnalului, 33,5° pentru minereu şi 35—37° pentru cocs, iar spre perete 10° atît la minereu cît şi la cocs ;

— nu s-au luat în considerare segregaţiile granulometrice ;

— distribuţia materialelor este simetrică pe circumferinţa gîtului.

Ecuaţia traiectoriilor materialelor este următoarea :

$$y - 4\cos(\alpha-13) = \frac{x-4\sin(\alpha-13)}{\operatorname{tg}\alpha} + \frac{1}{2}g\left[\frac{x-4\sin(\alpha-13)}{V_0\sin\alpha}\right]^2 \qquad (1)$$

unde V_0 este viteza materialului la capătul jgheabului ($m.s^{-1}$) ;

α — unghiul de înclinare a jgheabului ;

g — acceleraţia gravitaţională ($m.s^{-2}$).

Datele de intrare cuprind :

— natura materialului (aglomerat sau cocs) ;

— volumul fiecărei porţii (m^3) şi unghiul pe care se basculează jgheabul în vederea introducerii ei în furnal.

Rezultate obţinute în exploatare

S-a testat prin simularea cu calculatorul încărcătura furnalului, un număr mare de scheme de încărcare, compuse din 1, 2, 3, 4, 5, 6 unităţi de încărcare, la care fiecare porţie se repartizează pe 1, 2 . . .11 inele.

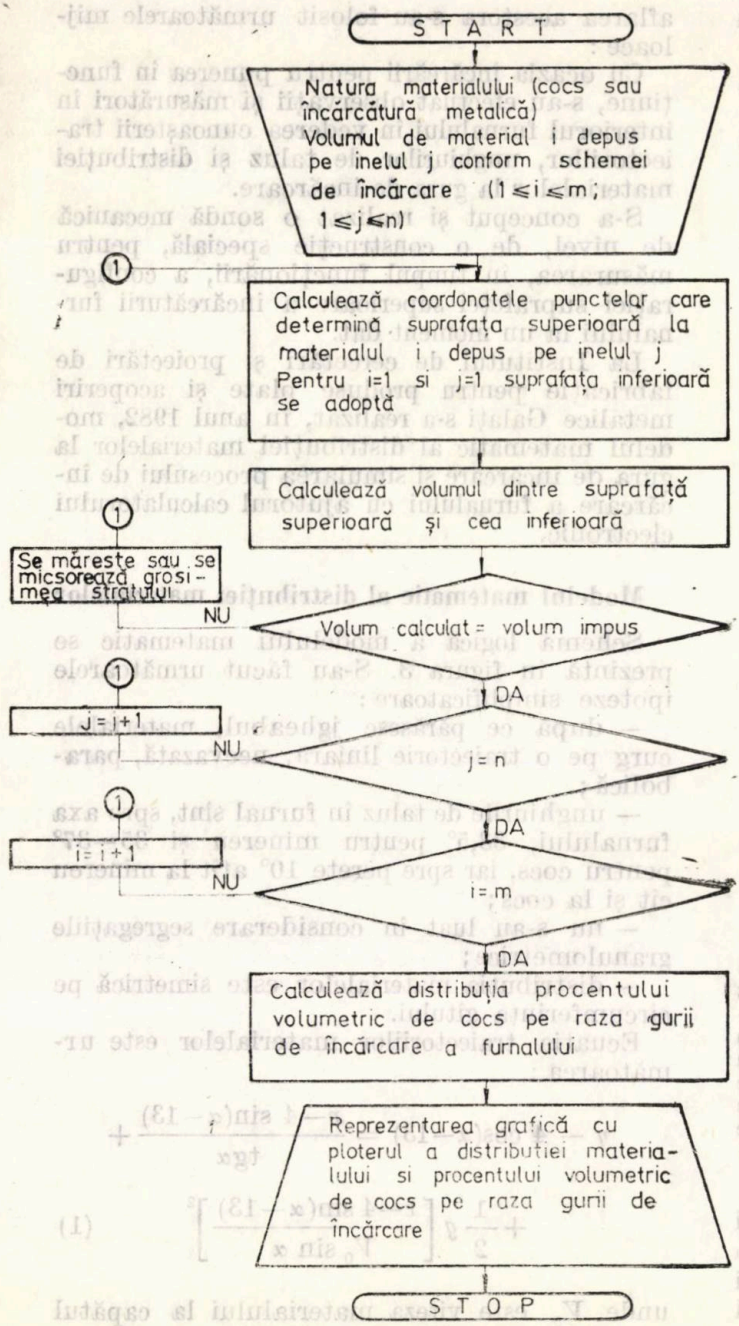


Fig. 3. Schema logică a modelului matematic al distribuției materialelor la gura de încărcare a furnalelor, dotat cu aparat de încărcare fără clopote

Tabelul 1

Mărimea unghiurilor de basculare a jgheabului, corespunzătoare pozițiilor utilizate în perioada analizată

Numărul poziției de basculare a jgheabului	4	5	6	7	8
Mărimea unghiurilor	29,0	34,5	37,5	40,5	43,0

Unele dintre acestea au fost introduse la furnal.

Astfel, a fost aplicată practic schema de încărcare :

$$2(K65\ C76)\ 1\ (K76\ C\ 76)\ 1(K76\ C\ 87)\ lm$$

unde K este cocs, 20 t;

C — aglomerat, pelete, minereu, adaosuri, 80 t;

lm — nivelul de încărcare;

5, 6, 7, 8 — valorile unghiurilor de basculare ale jgheabului (tab. 1).

Rezultat al simulării procesului de încărcare a furnalului cu ajutorul calculatorului electronic, reprezentarea grafică cu ploterul a distribuției pe raza gurii de încărcare a fiecărei porții de material din schema de încărcare menționată, se prezintă în figura 4, *a*, iar reprezentarea grafică cu ploterul a distribuției pe raza gurii de încărcare a furnalului, a procentului volumetric de cocs pentru ansamblul aceleiași scheme de încărcare se prezintă în figura 4, *b*.

Această schemă de încărcare a fost utilizată la furnal timp de 30 zile. Mediile artimetice ale principalilor parametri de funcționare a furnalului în cele 30 zile se prezintă în tabelul 2.

Tabelul 2

Mediile aritmetice ale parametrilor de funcționare a furnalului nr. 6 de 3500 m³ în perioada analizată

Parametrul	Valoarea
Numărul zilelor de funcționare —	30
Indicele de utilizare a volumului util, tf/m.³zi	1,873
Consumul specific de cocs uscat, kg/tf	430,55
Consumul specific de gaz metan, Nm³/tf	74,28
Încărcătura, kg/t: aglomerat	1293,36
pelete	398,42
minereu brut de mangan	4,32
Parametrii de suflare :	
— aer atmosferic uscat, Nm³/tf	1038,00
— umiditate, Nm³/tf	15,02
— oxigen suplimentar, Nm³/tf	23,19
— procentul de oxigen în aer, %	22,41
— presiunea aerului	2,95
— temperatura aerului, °C	1184
Parametrii la gura de încărcare :	
— presiune, bar	1,37
— temperatură, °C	131
— grad de utilizare a CO, %	51,24
— grad de utilizare a H_2, %	40,00
Temperatura de ardere în fața gurilor de vînt, °C	1887
Pierderi de căldură, %	5,95
Cantitatea de cocs evacuată o dată cu praful de furnal, kg/tf	10,00
Cantitatea de gaz de furnal uscat, Nm³/tf	1602,91
Conținutul de carbon al cocsului, %	87,03
Cantitatea de zgură, kg/tf	344,00
Scoaterea de fontă, %	58,96
Compoziția chimică a fontei elaborate, % : C	4,55
Si	0,58
Mn	0,84
P	0,065
S	0,030

În tabelul 3 se prezintă bilanțul termic al funcționării furnalului calculat cu ajutorul calculatorului electronic de la Institutul de cercetări și proiectări de fabricație pentru produse plate și acoperiri metalice Galați pe baza modelului matematic destinat calculării consumului specific de cocs în diferite condiții de funcționare. În tabelul 4 se prezintă bilanțul carbonului.

Unele corecții ale distribuției gazelor pe secțiunea gurii de încărcare, în perioada celor 30 de zile, s-au făcut folosindu-se următoarele variante ale schemei de încărcare menționate:

— 3(*K*65 *C*76) 1 (*K*76 *C* 76) 1 (*K*76 *C*8) lm;
— 2 (*K*65 *C* 76) 1 (*K*76 *C* 76) 2 (*K*76 *C*8) lm;
— 2(*K*65 *C* 76) 1 (*K*76 *C*76) 2 (*K*76 *C*7) lm;
— 3(*K*65 *C*76) 1 (*K*76 *C*76) 1 (*K*65 *C*7) lm;
— 4 (*K*65 *C*76) 1 (*K*65 *C*7) 1 (*K*75 *C*75) lm;
— 4 (*K*65 *C*76) 1 (*K*65 *C*8) 1 (*K*76 *C*76) lm;
— 4 (*K*65 *C*76) 1(*K*65 *C*8) 1 (*K*65 *C*74) lm.

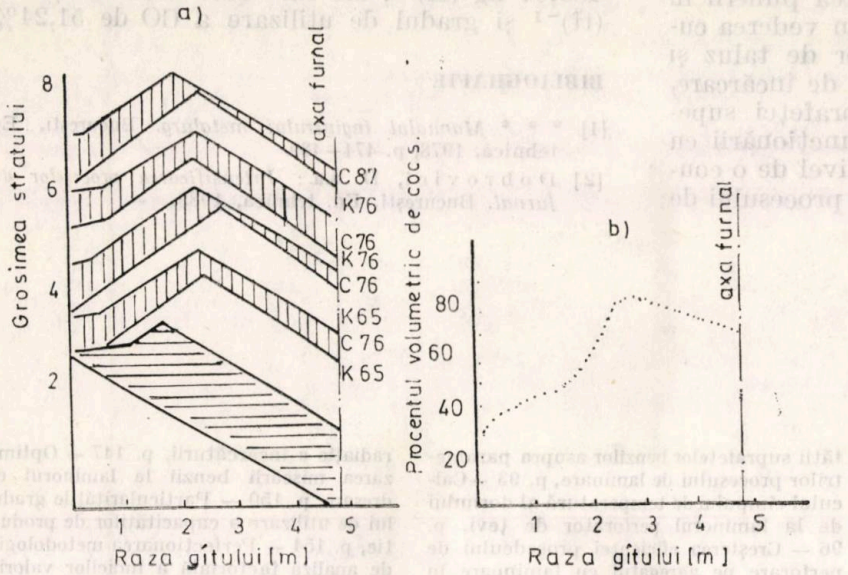


Fig. 4. Reprezentarea grafică a rezultatelor obținute prin simularea cu calculatorul electronic a procesului de încărcare a furnalului cu aparat de încărcare fără clopot; *a* — distribuția straturilor de material pe raza gîtului; *b* — distribuția procentului volumetric de cocs pe raza gîtului

Tabelul 3

Bilanțul termic al funcționării furnalului nr. 6 de 3500 m³ în perioada analizată

Caracteristici	kJ/kmol Fe	%
INTRĂRI		
Arderea C la CO	96259,60	15,82
Arderea C la CO_2	359987,00	59,18
Căldura sensibilă a aerului cald	106295,31	17,47
Arderea hidrogenului	45679,70	7,51
Căldura de zgurificare	105,24	0,02
Total intrări	608324,00	100,00
IEȘIRI		
Disocierea Fe_2O_3, FeO, Mn_2O_3, SiO_2, P_2O_5	420717,13	69,16
Disocierea H_2O din aer	9673,70	1,59
Disocierea CH_4	14759,90	2,43
Căldura sensibilă a fontei	69198,90	11,38
Căldura sensibilă a zgurei	36001,20	5,92
Căldura sensibilă a gazului de furnal uscat	17248,40	2,84
Căldura sensibilă a umidității gazului de furnal	1126,69	0,19
Evaporarea apei din încărcătură	3411,82	0,56
Pierderile de căldură	36186,26	5,94
Total ieșiri	608324,00	100,00

* Calculat pe baza datelor din tabelul 2

Tabelul 4

Bilanțul carbonului

Caracteristici	kg/tf
INTRĂRI	
Cocs	376,60
Gaz metan	39,80
Total intrări	416,40
IEȘIRI	
Fontă	45,46
Combustia la gurile de vînt	258,40
Reducerea SiO_2, MnO, P_2O_5, CaO	9,69
Reducerea FeO	82,65
CH_4 în gazul de furnal	2,00
Praf de furnal	8,75
Disocierea H_2O aer, CO_2, volatile de cocs	9,44
Total ieșiri	416,40

* Calculat pe baza datelor din tabelul 2

Din tabelele 3 și 4 se observă consumul scăzut de combustibil și de cocs uscat precum și gradul ridicat de utilizare a CO, și anume:
— combustibil: 489,97 kg $(tf)^{-1}$;
— cocs uscat: 430,55 kg $(tf)^{-1}$;
— gradul de utilizare a CO: 51,24%.

Se mai remarcă necesarul total relativ scăzut de căldură (2443882) kcal(tf)$^{-1}$, determinat de proporţia mare de aglomerat în încărcătură (80%), conţinutul scăzut de Si, P în fontă (%Si = 0,58; %P = 0,065), temperatura scăzută a gazului de furnal la gura de încărcare (131°C), cantitatea mică de zgură (344 kg (tf)$^{-1}$), pierderile de căldură fiind de 5,95%.

Concluzii

Prin observaţiile şi măsurătorile efectuate cu ocazia încărcării furnalului înaintea punerii în funcţiune, în interiorul acestuia, în vederea cunoaşterii traiectoriilor, unghiurilor de taluz şi distribuţiei materialelor la gura de încărcare, prin măsurarea configuraţiei suprafeţei superioare a încărcăturii în timpul funcţionării cu ajutorul unei sonde mecanice de nivel de o construcţie specială şi prin simularea procesului de încărcare cu ajutorul modelului matematic stabilit la ICPPAM Galaţi şi a calculatorului electronic, au fost alese din numărul infint de scheme de încărcare posibile în cazul utilizării jgheabului rotitor şi basculant, cele care duc la consumuri energetice scăzute, productivităţi ridicate şi protecţia sistemului de răcire.

Utilizînd scheme de încărcare compuse din 4, 5, 6 unităţi de încărcare de cîte 80 m^3 material fiecare, repartizate pe 1, 2, 3 inele, timp de 30 zile de funcţionare a furnalului, s-au obţinut consumuri specifice medii de combustibil de 489,97 kg (tf)$^{-1}$, din care cocs uscat 430,55 kg (tf)$^{-1}$ şi gradul de utilizare a CO de 51,24%.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Manualul inginerului metalurg.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1978, p. 474—489.

[2] Dobrovici, D. ş.a.: *Intensificarea proceselor din furnal.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1983. —

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 7, 1987

Termodinamica soluţiilor de oxigen în topiturile de fier-mangan, p. 1 — Stabilitatea procesului de reducere în fază lichidă a fierului, p. 3 — Tendinţele principale ale modificării profilelor proiectate ale furnalelor, p. 8 — Profilul raţional al furnalelor actuale, p. 20 — Profilul raţional al furnalului şi perspectivele dezvoltării acestuia, p. 32 — Profilul furnalelor, p. 41; — Influenţa gazodinamicii furnalului asupra profilului acestuia, p. 52 — Cinetica topirii în convertizor a crustei zgurei de silicomangan, p. 55 — Estimarea intensităţii circulaţiei băii de convertizor, p. 58 — Prognoza parametrilor stării băii de convertizor pe baza sistemului transformat de calculare a încărcăturii, p. 61 — Studierea particularităţilor hidrodinamice a turnării oţelului în model, p. 64 — Metode de stabilire a conţinutului de hidrogen în fondanţii utilizaţi la retopirea electrică sub zgură, p. 67 — Studierea numerică a proceselor termocinetice la formarea pieselor turnate prin retopirea electrică sub zgură, p. 72 — Algoritmul modelării matematice bidimensionale a stării de tensiune a metalului la laminarea asimetrică, p. 76 — Stabilirea limitelor libere ale focarului de formare în cadrul problemelor variate ale modificării staţionare a formei, p. 82 — Particularităţile comportării reologice a metalului la laminarea continuă la cald cu tensionare, p. 86 — Interacţiunea metalului cu cilindrii de laminare a produselor plate, p. 90 — Influenţa microrugozităţii suprafeţelor benzilor asupra parametrilor procesului de laminare, p. 93 — Calculul cîmpului de temperatură al dornului de la laminorul perforator de ţevi, p. 96 — Creşterea eficienţei procedeului de perforare pe agregatul cu laminoare în pas de pelerin, p. 97 — Stabilirea parametrilor de forţă la ferăstraiele rapide de tăiat la cald, p. 101 — Deformarea plastică superficială cu aplicarea concomitentă a acoperirilor, p. 104 — Influenţa îndreptării la cald asupra proprietăţilor sîrmei de carbon deformate la rece, p. 107 — Fondul de temperaturi înalte al frecării interne a policristalelor de fier, p. 109 — Carburarea feritei cu crom în oţelurile cu conţinut scăzut de carbon cromate sub vid, p. 112 — Obţinerea de oţeluri rapide aliate economic prin metoda analizei de regresie, p. 114 — Formarea structurii austenitei la extrudarea hidrodinamică la cald în cadrul ciclului de tratament termomecanic la temperaturi înalte, p. 118 — Calculul cîmpului de temperatură al miezului la turnarea după modelele elaborate după metoda Bio, p. 121 — Jetul izotermic turbulent în camera cilindrică şi metoda de calcul, p. 124 — Calculul cîmpului de temperatură în picăturile răcite ale topiturii, p. 128 — Particularităţile arderii combustibilului gazos la arderea acestuia în stratul de material refractar mărunţit, p. 131 — Stabilizarea ţesăturilor pentru filtre prin metoda tratamentului termic, p. 135 — Studierea proceselor schimbului de căldură şi de masă în zona de reacţie, p. 140 — Proiectarea testelor pentru programele care calculează cîmpurile de temperatură, p. 144 — Formularea problemei de calcul al încălzirii prin radiaţie a încărcăturii, p. 147 — Optimizarea mişcării benzii la laminorul de dresare, p. 150 — Particularităţile gradului de utilizare a capacităţilor de producţie, p. 154 — Perfecţionarea metodologiei de analiză factorială a indicilor valorici ai volumului producţiei, p. 158 — Optimizarea regimului de retur la aglomerare, p. 162 — Influenţa gradului de metalizare a peletelor din minereu — cărbune tratat cu fondanţi asupra îmbogăţirii acestora la prelucrarea în pulbere de fier, p. 163 — Înlocuirea cocsului la elaborarea fontei cu cărbune inferior, gazificat în furnale, p. 164 — Studierea cineticii de ardere a combustibilului solid mărunţit fin în granule, p. 165 — Transformarea incluziunilor de oxizi de metale de pămînturi rare la răcirea şi retopirea metalului, p. 166 — Unele legităţi ale curgerii metalului în calibre cu mai multe fire, p. 167 — Influenţa factorilor tehnologici asupra îngroşării pereţilor în procesul de bordurare în două linii, p. 168 — Proprietăţile mecanice ale tablelor groase din oţel 09G2S după laminarea controlată, p. 168 — Cercetarea teoretică a procesului de trefilare a produselor compozite şi bimetalice, p. 169 — Cercetarea cîmpului de temperatură a semifabricatului compact la încălzire şi transport, p. 170 — Contracţia benzii înalte în condiţiile deformării plastice, p. 171 — Pierderi la curenţii turbionari, induse prin rotaţia intensităţii de magnetizare, p. 172 — Cercetarea autodifuziunii fierului amorf după mecanismul de vacanţe, p. 172 — Influenţa parametrilor structurii columnare a peliculelor asupra anizotropiei magnetice perpendiculare a acestora, p. 173.

Ing. V. Munteanu
C.S.G.
ing. V. Ursu, ing. R. Constantinescu și ing. L. Roman
ICEM

Căi privind optimizarea compunerii încărcăturii convertizorului în condiții de modernizare a procesului de afinare

CZ: 669.184.244.86

Evoluția elaborării oțelurilor la C. S. Galați

Necesitatea realizării unor productivități sporite de oțel, în condiții de eficiență economică ridicată, a impus construirea la C.S. Galați a primei oțelării cu convertizoare de oxigen, în anul 1968, la numai cîțiva ani de la extinderea acestui procedeu în condiții industriale pe plan mondial.

Capacitatea inițială de 150 t a primelor convertizoare instalate a crescut treptat la 160 t atingînd, în anul 1979, capacitatea de 180 t, concomitent cu perfecționarea procedeului de elaborare propriu-zisă și a tehnologilor care preced și succed procesul de elaborare.

În anul 1975, a fost pusă în funcțiune cea de a II-a oțelărie cu convertizoare cu oxigen, iar prin construirea celei de a III-a oțelării, în anul 1980, a fost posibilă realizarea, pînă în prezent, a peste 90 mil. t de oțel într-o gamă sortimentală variată, cuprinzînd toate mărcile de oțel care se elaborau anterior în cuptoarele Martin, și a unui număr destul de mare de oțeluri care, pînă nu demult, erau elaborate exclusiv în cuptoarele electrice.

Cerințele mereu crescînde privind îmbunătățirea calității oțelurilor produse au determinat importante schimbări și perfecționări tehnologice pentru realizarea de noi mărci competitive pe plan național și pe piața externă, cu conținuturi scăzute de sulf, fosfor, gaze și incluziuni nemetalice.

S-a realizat, astfel, un număr important de procedee și tehnologii în etapa de elaborare secundară, procedee care cuprind barbotarea cu gaze inerte, tratarea cu amestecuri desulfurante, tratarea în vid în instalații prin recirculare și cu aport de căldură, injectarea de materiale reactive pulverulente, tratarea cu tub continuu cu miez de silicocalciu.

Diversificarea acestora a fost impusă de realizarea unor oțeluri de înaltă puritate cu caracteristici mecanice ridicate, de nivel tehnic și calitativ mondial, destinate industriei chimice, tehnicii nucleare și aerospațiale, industriei de construcții navale și de autoturisme, industriilor energetică și electrotehnică sau celor pentru care se solicită condiții deosebite de calitate.

De asemenea, dezvoltarea acestor procedee la Combinatul Siderurgic Galați a determinat creșterea productivității convertizoarelor ca urmare a scurtării duratei șarjei prin transferarea operațiilor de rafinare, în oala de turnare, micșorarea sensibilă a consumului de combustibil și energie electrică, realizarea unor coeficienți de utilizare mai mari ai feroaliajelor și adaosurilor pentru rafinare, folosirea vidului, asigurînd condiții bune de degazare, de dezoxidare și decarburare avansată.

Peste 70% din cantitatea de oțel elaborată este turnată continuu pe cele patru instalații de turnare continuă de sleburi cu două fire, cu secțiuni cuprinse în domeniul (200—250) × × (1200—1600) mm și pe cinci mașini de turnare continuă a blumurilor cu cîte cinci fire cu secțiuni de 260 × 350 pînă la 380 mm.

Se realizează, astfel, un coeficient ridicat al scoaterii de metal cu consumuri reduse de combustibil și energie.

Considerații tehnico-economice privind optimizarea încărcăturii convertizoarelor

Compunerea încărcăturii în procedeele de elaborare prin afinare cu oxigen, în anumite limite, determinate de principalii factori care caracterizează condițiile de lucru (tipul procedeului, mărimea agregatului și modul de exploatare, compoziția chimică și temperatura fontei lichide etc.), este o problemă economică, întrucît posibilitatea de aprovizionare și costurile pot hotărî proporțiile efective de fontă și fier vechi.

Perfecționările constructive și tehnologice, aplicate larg în anii '80 la scara siderurgiei mondiale, ca diverse variante de suflare combinată (LBE, LD-OB, KMS etc.) cumulînd și aport suplimentar de energie (preîncălzire fier vechi, supraîncălzire fontă, adaos de cărbune sau cocs ca și postcombustia $CO \rightarrow CO_2$ în convertizor), au adus tehnica de afinare a fontei hematitice în situația de a accepta variații nelimitate ale raportului fontă lichidă/fier vechi.

Astfel, în Japonia, ca urmare a disponibilului scăzut de fier vechi, ponderea turnării continue fiind peste 90% iar producția de oțel în cuptoare electrice reprezentînd 27% [1], majoritatea oțelăriilor cu convertizoare, indiferent de posibilitățile constructive ale acestora, consumă fontă lichidă peste 1 000 kg/t oțel. Pe de altă parte firma Klöckner din R.F.G., în anul 1983, cînd piața fierului vechi a fost convenabilă, a oprit furnalele și a practicat varianta KMS încărcînd 100% fier vechi [2]. Între aceste extreme se găsesc toate situațiile din diverse oțelării, consumurile caracteristice pentru principalele procedee fiind prezentate în tabelul 1 [3].

Tabelul 1

Structura încărcăturii convertizorului în diferite procedee de elaborare a oțelului

Indicatorul	LD	Procedeul	
		OBM	Insuflarea combinată și postcombustia
Consum de fontă lichidă, kg/t	795	810	740
Consum de fier vechi, kg/t	310	270	335
Proporția de fier vechi, %	28	25	31

Observație: Compoziția chimică a fontei lichide: C=4,2%; Si=1,0; temperatura fontei lichide – 1 340°C; compoziția chimică a oțelului $[C]_0$=0,05%; temperatura oțelului – 1.620 °C

În siderurgia românească etapa actuală se caracterizează prin următoarea pondere a procedeelor de elaborare a oțelului: convertizoare LD 49,9%; cuptoare Martin 33,5%; cuptoare electrice 17,1% și printr-o pondere a turnării continue de 34,4%.

Întrucît consumul specific de fier vechi la convertizoare variază între 180 și 280 kg/t iar ponderea afinării cu oxigen, în structura procedeelor de elaborare, este în creștere pe seama înlocuirii cuptoarelor Martin, este justificat să se asimileze, în practica industrială, tehnologiile care permit să se consume cca 275 kg/t fier vechi (similar cu media realizată în lume pentru țări cu structură de fabricație asemănătoare [4]).

Metoda experimentală

Creșterea cotei de fier vechi în încărcătură s-a realizat atît prin intermediul căldurii suplimentare rezultate în proces, ca urmare a arderii unui procent mai ridicat de CO la CO_2 (postcombustie), cît și prin cel al căldurii furnizate de introducerea cărbunelui în baia metalică.

Experimentările de postcombustie au fost efectuate într-un convertizor LD, de 2,5 t, prevăzut cu o lance cu două trasee independente de oxigen.

Experimentările de creștere a cotei de fier vechi în încărcătură prin introducerea cărbunelui în baia metalică s-au realizat în două variante:

— prin insuflarea prafului de cărbune prin lance într-un convertizor LD de 2,5 t;

— prin adăugarea de cărbune bucăți, concomitent cu varul, într-un convertizor de 2,5 t cu insuflare combinată (gaz inert pe la partea inferioară), consecutiv cu aplicarea postcombustiei.

Experimentări efectuate și rezultate obținute

Pe baza bilanțurilor termice și de materiale, ca și pe cea a sintetizării experienței industriale, sensul influenței principalilor factori este redat în schema din figura 1 [5].

Efectul cantitativ al parametrilor curent folosiți în calculul încărcăturii, pe baza unui exemplu specific convertizorului LD cu capacitatea de 250 t, este prezentat schematic în figura 2.

Se impun următoarele observații:

Grupa I cuprinde, ca factori cu influență semnificativă asupra consumurilor specifice de fontă și fier vechi, conținutul de siliciu, de carbon precum și temperatura fontei:

— referitor la conținutul de siliciu, se disting practici diferite: oțelăriile americane lucrează cu conținuturi ridicate (peste 1%), cele europene cu 0,50—0,70% iar în Japonia se preferă fontă desiliciată ($\leq$ 0,15%), consumurile specifice de fier vechi fiind de 350 kg/t, respectiv 250 kg/t și corespunzător $\geq$ 100 kg/t:

— asigurarea de fontă cît mai caldă, inclusiv prin măsuri de diminuare a pierderilor termice în cursul transportului (U.S. Steel a cîștigat cca 70 K prin optimizarea numărului de oale, aplicarea de capace, pulberi izolatoare etc.; Kimitsu-Nippon Steel a redus cu o oră ciclul oalei pline, asigurînd un cîștig de + 10 K, iar la oala goală + 7 K; uzura a 100 mm din căptușeală mărește pierderile cu 14 K, iar neumplerea cu 10 t mărește pierderile cu 5 K etc.) sau chiar prin supraîncălzire înainte de introducere în convertizor (folosind melanjor electric, în Africa de Sud, supraîncălzirea la 1 500°C a permis un consum suplimentar de fier vechi de 24 kg/t [6]).

Grupa a II-a prezintă interes datorită bazicității zgurei și cantității de calcar introduse, chiar ca var incomplet ars:

— tratarea prealabilă a fontei (desulfurare sau chiar și defosforare) diminuează substanțial necesarul de var;

— calitatea varului, prin efectul endotermic al calcarului nedescompus, acționează în mod deosebit: fiecare procent de pierderi prin calcinare echivalează în bilanțul termic cu un consum suplimentar de cca 0,6 kg fontă lichidă/t oțel.

Grupa a III-a cuprinde doi factori cu pondere însemnată, ceea ce reclamă programarea rațională a cărbunelui și temperaturii la oprirea insuflării (fig. 3) și mai ales la conducerea dinamică a procesului de afinare care restrînge $\Delta [C]_0$, T_0 și elimină pierderile termice pentru așteptarea analizei, permite evacuarea directă [7], un rol însemnat revenind tipului și stării oalei de turnare (fig. 4 [8] și fig. 5 [3]).

Grupa a IV-a are mare însemnătate atît prin capacitatea convertizorului cît și, mai ales, prin ritmul de lucru și starea căptușelii,

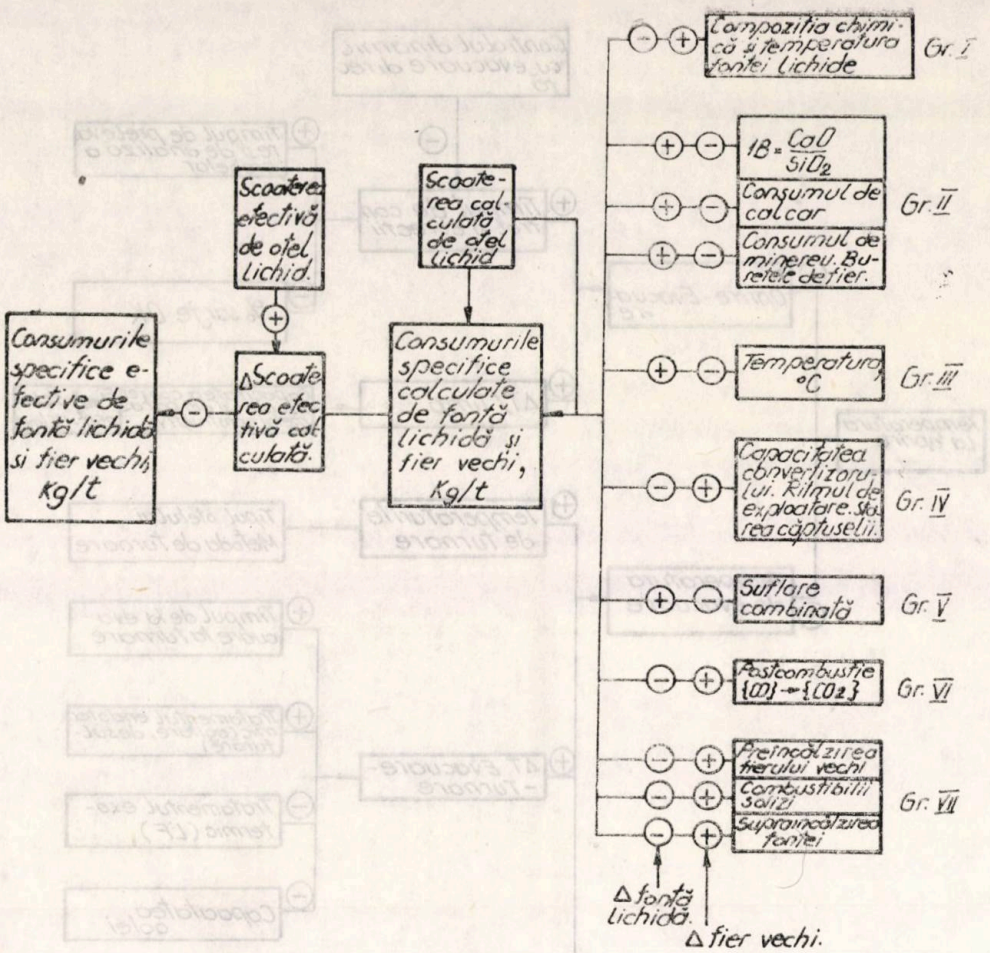


Fig. 1. Sensul influenței principalilor factori asupra consumurilor de fontă lichidă și fier vechi

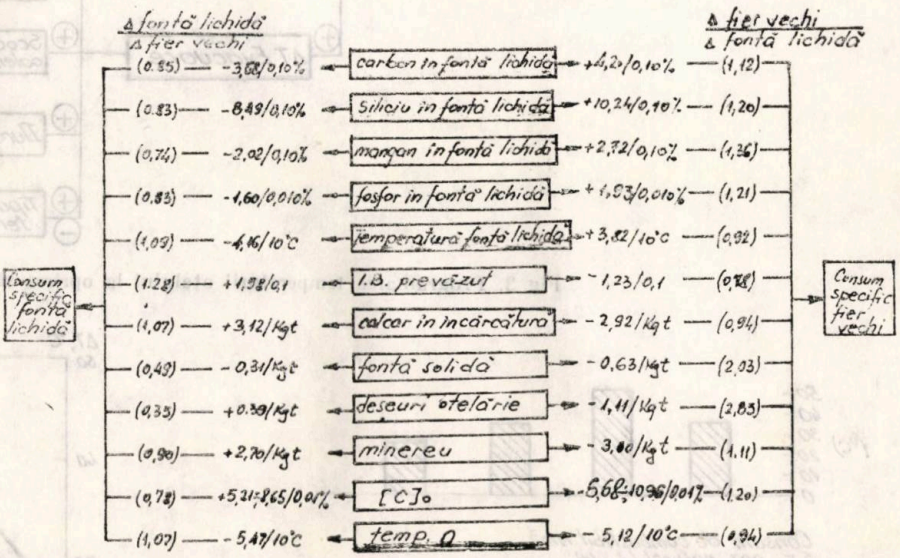


Fig. 2. Efectul cantitativ al unor parametri curent folosiți în calculul încărcăturii

toate devenind pierderi termice prin gura convertizorului, căptușeala refractară și mantaua metalică;

— pierderile termice la convertizoarele mici (70—130 t) sînt cu 1,5—2% mai mari decît la convertizoarele cu capacitate peste 250 t (corespunzător 2,5—3°C/min, față de 1°C/min) la staționări după oprirea suflării;

— staționarea, cu convertizorul gol, timp de două ore are efect termic care se poate înlătura abia la a patra șarjă consecutivă (pierderile termice din a doua oră reprezintă 30% din cele

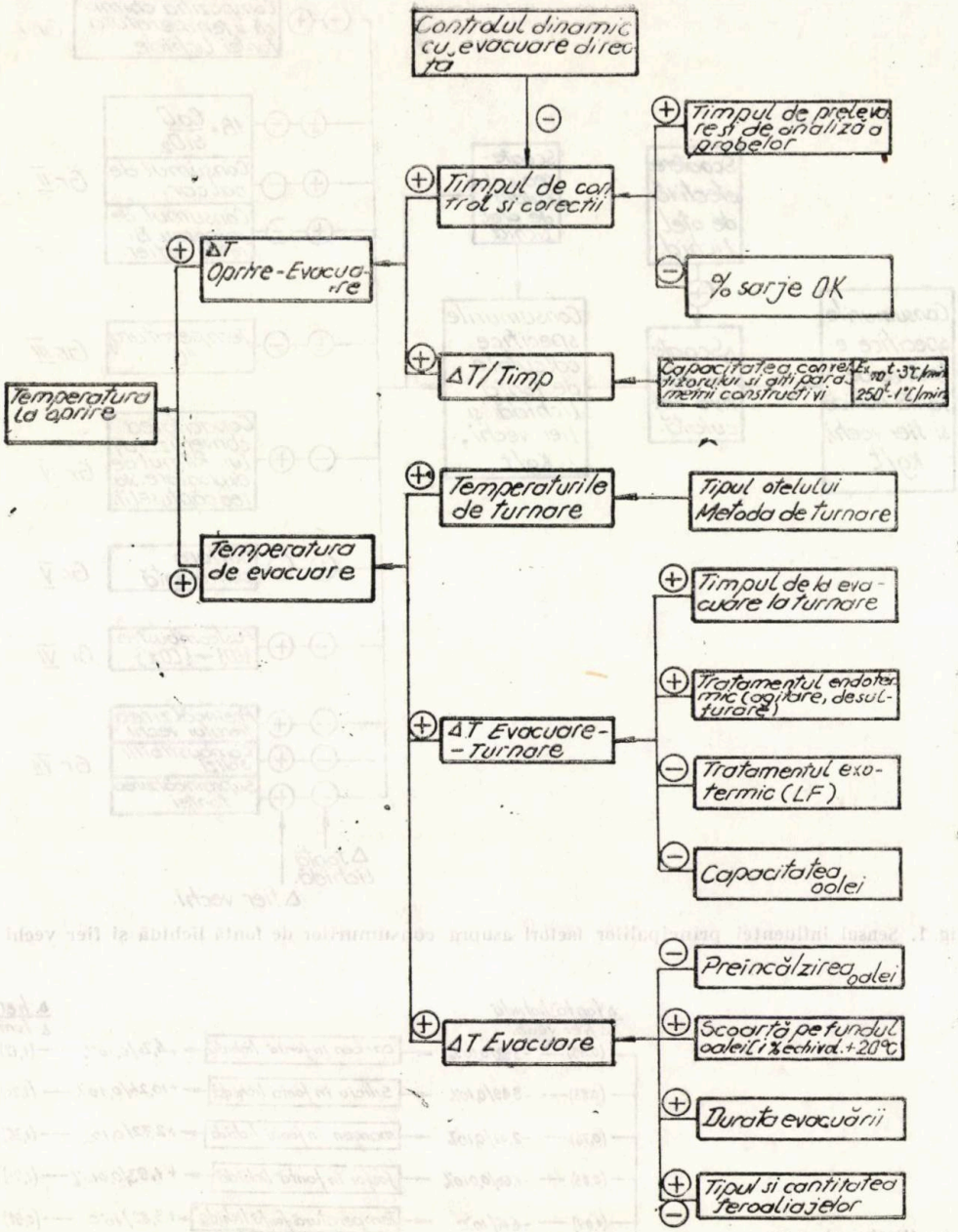


Fig. 3. Programarea temperaturii oțelului la oprirea suflării

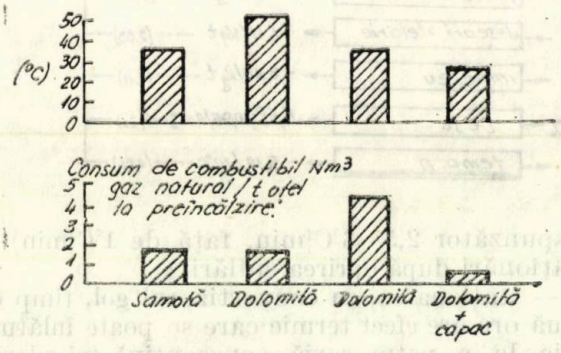


Fig. 4. Consumul de combustibil și nivelul pierderilor de temperatură la evacuare

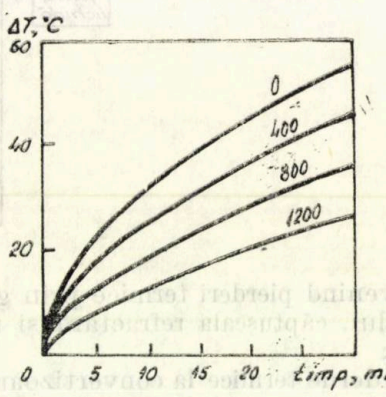


Fig. 5. Pierderile de temperatură în funcție de gradul de preîncălzire a oalei

înregistrate în prima oră de staționare); în situațiile cînd, din diverse cauze, oțelăria funcționează cu mers redus, este rațional să se practice opriri de lungă durată alternate cu lucrul convertizorului în ritm normal, șarje consecutive (ciclu de șarjă cît mai scurt sub 40 min); din bilanțul termic rezultă că pierderile de căldură ale convertizorului reprezintă 2,5% [9], fiecare procent echivalînd cu cca 10 kg fontă lichidă/t oțel;

— exploatarea convertizoarelor cu căptușeală refractară uzată (spre sfîrșitul campaniei) se face cu pierderi termice cu 80% mai mari decît la începutul campaniei.

Grupa a V-a .Tehnica de *suflare combinată*, prin diminuarea oxidării fierului și efectul de răcire a fluidului introdus prin duzele din fundul convertizorului, reclamă un consum suplimentar de fontă lichidă (similar OBM cum rezultă din tabelul 1).

Grupa a VI-a. Combustibilul „intern". CO rezultat din procesul de decarburare, prin arderea, în continuare, a $CO + \frac{1}{2} O_2 \rightarrow CO_2$, avînd efect suplimentar caloric de 1 200 kcal/kg C, teoretic ar putea permite funcționarea cu o încărcătură compusă din 50% fontă lichidă și 50% fier vechi. Reacția $CO \rightarrow CO_2$, care este însă frînată de temperaturile ridicate din convertizor, și schimbul de căldură dintre atmosfera gazoasă și baia metalică care este limitat de insuficienta „stare de agitare" (situație sensibil favorabilă în cazul „suflării combinate") fac să se valorifice numai în mică măsură acest combustibil „intern"; ca urmare a postcombustiei, conținutul de CO_2 în gaze se mărește de la 10% la 15—20%, putîndu-se consuma suplimentar 10—30 kg fier vechi/t oțel (tab. 2);

Tabelul 2

Consumul de fier vechi pe tona de oțel la diferite oțelării cu convertizoare

Oțelăria	Capacitatea convertizorului, t	Tipul de suflare	Consumul de fier vechi, kg/t
National (Great Lakes) Ecrose 2	220	LBE	11—28
Krupp, Rheinhausen 1	120	LBE	18
Hoogovens Ijmuiden	100	BSC/ Hoogovens	10—11
Sumitomo Wakayama	160	STB	23
Nippon Kimitsu	250	LBE	28
Irland, East Chicago	250	—	11
Broken Hill, Newcastle	200	LBE	22
	2,5	LD	17

— experimentările la convertizorul 2,5 t au confirmat posibilitatea ca, suflînd $O_2 \sim$ $\sim$ 12 m³ N/t prin orificiile de „postcombustie" ale lăncii, să se realizeze conținuturi de CO_2 cu cca 10% mai ridicate (fig. 6); randamentul termic global al operației de postcombustie fiind $\sim$ 70%, s-au creat condiții pentru consumarea suplimentară a $\sim$ 17 kg fier vechi/t oțel;

Utilizarea combustibililor solizi pe bază de carbon în diferite oțelării cu convertizoare *Tabelul 3*

Oțelăria	Capacitatea convertizorului, t	Tipul de suflare	Combustibilul	Consumul de combustibil, kg/t	Fier vechi / Combustibil	Fier vechi, kg/t
Yawata, Kukioka	60	LD	cocs	5	2,8	14
Kobe, Amagasaki	30	LD	cocs	20	3,3	66
Sumitomo, Kokura	70	LD	„	30	2,7	81
Sumitomo, Kashima	250	STB + postcombustie	cărbuni	35	2,9	100
Nippon, Kimitsu	250	ALCI	antracit	25	6	150
Ford, Dearborn	250	LD	„	13	2	26
Hoogovens, Ijmuiden	100	Ar + N_2 + postcombustie	„	10	4,6	46
BSC, Teeside (Lackenby)	250	Ar-N_2	cărbuni	10	3	30
J & L, Cleveland	185	LD	antracit	6	3,1	19
	2,5	LD	cărbuni	28	4,3	120*)
		LD	insuflarea prafului de cărbune	16	7,8	130*)
		N_2 + postcombustie	cărbuni	20	6,5	130*)

*) condiții de oprire: $[C]_0 = 0{,}02\%$

— în limita nivelului la care s-au efectuat experimentările nu s-au observat fenomene secundare dăunătoare ca: uzura căptușelii refractare, alterarea calității zgurei etc.

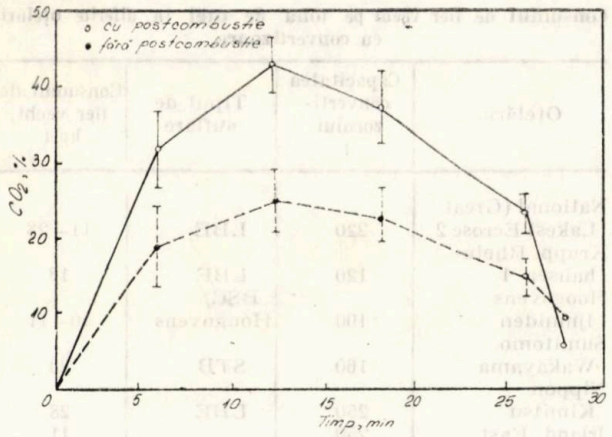


Fig. 6. Nivelul CO_2 în experimentări. Evoluția conținutului mediu de CO_2 în gazele arse de la gura convertizorului

Grupa a VII-a. Combustibilii „externi", FeSi, CaC_2, SiC, Al, cărbunii, grafitul, cocsul au fost experimentați în diverse oțelării din lume, dar aplicații industriale s-au realizat numai pentru cărbuni și cocs (tab. 3).

Experimentările au confirmat eficiența introducerii combustibilului „extern", mai ales în cazul suflării pulberii de cărbuni direct în baia metalică (Δ fier vechi = 130 kg|t pentru un consum de cărbune de 16 kg|t); acest raport deosebit de favorabil (peste 6 kg fier vechi|kg cărbune) este influențat de faptul că, în toate cazurile, s-a urmărit decarburarea avansată, deci un aport termic suplimentar prin oxidarea fierului.

Se semnalează o asimilare de cca 50% a sulfului conținut de combustibil, deci creșteri la oprirea suflării de 0,003—0,01% S, în funcție de conținutul de sulf al combustibilului utilizat și de condițiile concrete ale afinării.

Concluzii

Dintre factorii cu pondere semnificativă în bilanțul termic și, ca urmare, la stabilirea raportului fontă lichidă|fier vechi, după cum se observă și în figura 7, se impun:

— calitatea fontei lichide (compoziție chimică și temperatură) și a varului (nivelul p.c.);

— condițiile de exploatare a convertizorului (ritm de lucru constant — înalt, cu durată cît mai scăzută a ciclului șarjei, sub 40 min, și cu încadrare în proporție cît mai mare în condițiile de oprire: $[C]_0$ și T_0, prin conducerea dinamică a procesului de afinare și evacuare directă);

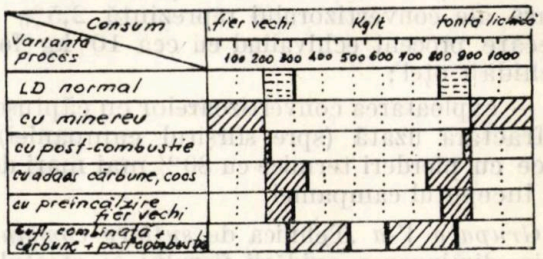


Fig. 7. Posibilități de modificare a raportului fontă lichidă/fier vechi în încărcătura convertizoarelor

— utilizarea de combustibili (cărbuni, cocs) simultan cu practicarea postcombustiei în condiții de sulfare „combinată" pentru realizarea de randamente cît mai înalte.

Este justificat să se facă eforturi tehnico-organizatorice pentru punerea în valoare cît mai-completă a factorilor care nu reclamă cheltuieli suplimentare de investiții sau producție, și, în același timp, să se promoveze pe bază de experimentări minuțioase la scară industrială soluțiile moderne care vor dovedi că au eficiență reală însemnată.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * Transaction ISIJ, Japonia, nr. 4, 1977.

[2] L. von Bogdandy ș.a.: *Conception des equipements et résultats d'exploitation liés à une consommation élevée de ferrailles dans un convertisseur à soufflage par le fond.* In: Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 5, 1985, p. 411—420.

[3] Knüppel, H.: *Raskislenie, vacuumnaia obrabotka stali.* Moscova, 1984.

[4] * * * *Iron and Steel Scrap: Its Significance and Influence on Further Developments in the Iron and Steel Industries.* United Nations, Economic and Social Council, 9. sept., 1985.

[5] Spaggiari, T.: *Cause a possibilita di variazione dei consumi di ghisa liquida e rottame nel processo LD.* In: Bollettino Technico Finsider, Italia, nr. 3, 1986, p. 5—16.

[6] * * * *Superheating BOF Iron Cuts Costs and Time.* In: Iron and Steel International, Anglia, aprilie, 1981, 54, nr. 2, p. 111—112.

[7] * * * Process Computer and Sublance System. Voest Alpine AG, Austria, ianuarie, 1986.

[8] Ursu, V. ș.a.: *Modernizări ale instalațiilor și tehnologiilor de tratare în vid a oțelului lichid.* In: Metalurgia, R.S.R., nr. 8, 1987, p. 357—363.

[9] Bîgheev, A., M.: *Matematiceskoe opisanie i rasciotî staleplavilnîh professov.* Moscova, 1982.

Ing. I. A. Moldovan

Diversificarea sortimentelor de produse plate cu caracteristici superioare, competitive pe plan mondial

CZ : 669.1

Uzina de laminate plate din Combinatul Siderurgic Galați a luat ființă în anul 1966, o dată cu punerea în funcțiune a laminorului de tablă groasă nr. 1. În cursul celor peste 20 ani de activitate pe platforma siderurgică gălățeană au apărut noi și noi obiective cu rol hotărîtor în diversificarea produselor laminate, astfel că, în prezent, uzina cuprinde :

— un laminor slebing cu capacitate de 3 mil. t/an ;

— un laminor de semifabricate cu capacitatea de 2,5 mil. t/an ;

— un laminor de benzi la cald cu capacitatea de 3,0 mil. t/an ;

— două laminoare de tablă groasă cu capacitatea de 2,4 mil. t/an ;

— două laminoare de benzi la rece cu capacitatea de 1,5 mil. t/an ;

— o instalație de zincare continuă cu capacitatea de 100 mii t/an.

În cei 22 de ani de activitate rodnică în uzina de laminate plate s-au asimilat în fabricație peste 400 de mărci de oțel într-o gamă sortimentală variată de peste 30 000 sortotipodimensiuni, ajungînd, în prezent, să asigure economiei naționale întreaga cantitate de metal necesară tuturor ramurilor de activitate.

Introducerea tehnologiilor noi în fabricația curentă a constituit, pentru colectivul de oameni ai muncii, ingineri, tehnicieni și cercetători, o preocupare permanentă a activității zilnice, în direcția aplicării tehnologiilor de vîrf care să sporească eficiența produselor livrate pe piața internă și la export.

În prezent, uzina de laminate plate produce :

Produse plate laminate la cald :

— table și benzi din oțeluri de uz general pentru construcții ;

— table și benzi din oțeluri cu granulația fină pentru construcții sudate ;

— table și benzi din oțeluri pentru construcții rezistente la coroziune atmosferică ;

— table pentru construcții navale ;

— table și benzi din oțeluri carbon de calitate pentru construcții de mașini ;

— table din oțeluri pentru cazane și recipiente sub presiune care lucrează la temperaturi înalte ;

— table din oțeluri pentru cazane și recipienți sub presiune care lucrează la temperatura ambiantă și temperaturi scăzute ;

— table din oțeluri pentru recipiente sub presiune cu condiții speciale de calitate ;

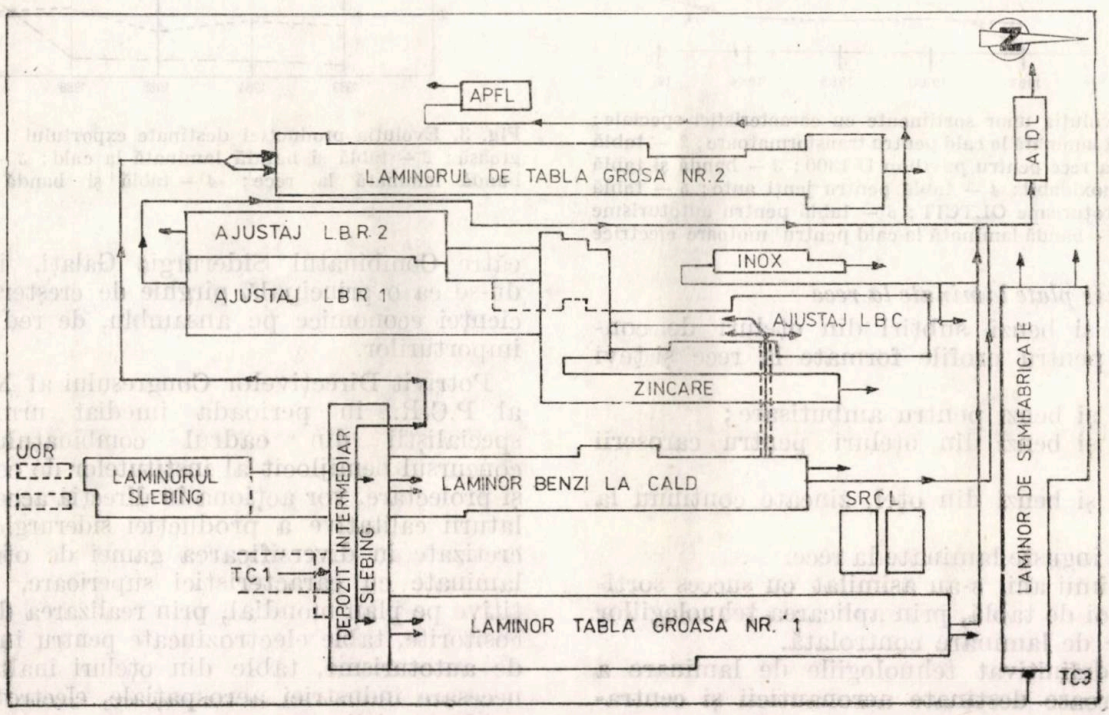


Fig. 1. Schema fluxurilor U.L.P.—C.S.G.

— table și benzi din oțeluri pentru ambutisare și îndoire la rece ;
— table și benzi din oțeluri pentru construcții de lonjeroane și alte piese cu rază mică de îndoire ;
— table din oțeluri destinate construcțiilor de utilaje miniere ;
— table și benzi din oțeluri rezistente la coroziune, inoxidabile și refractare ;
— table și benzi din oțeluri pentru jenți de autovehicule.

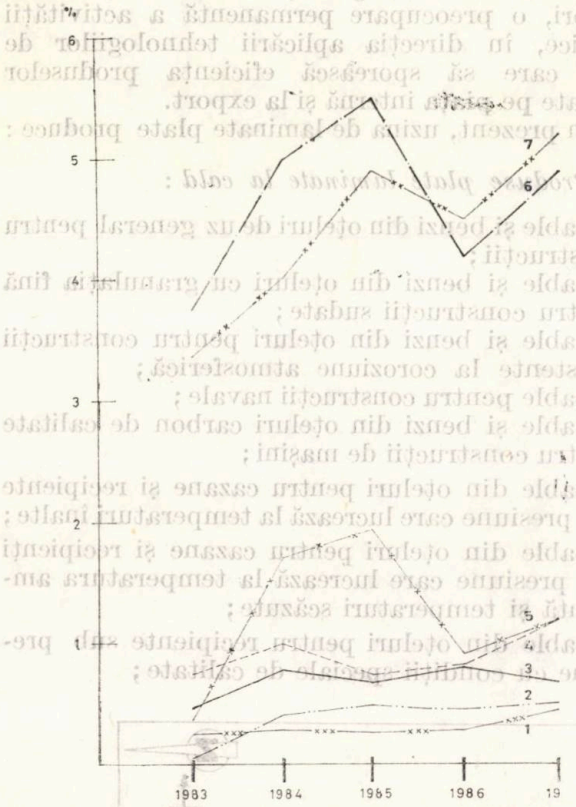


Fig. 2. Evoluția unor sortimente cu caracteristici speciale : *1* — bandă laminată la cald pentru transformatoare ; *2* — tablă laminată la rece pentru pavilion D 1300 ; *3* — bandă și tablă din oțel inoxidabil ; *4* — tablă pentru jenți auto ; *5* — tablă pentru autoturisme OLTCIT ; *6* — tablă pentru autoturisme D 1300 ; *7* — bandă laminată la cald pentru motoare electrice

Produse plate laminate la rece

— table și benzi subțiri din oțeluri de construcții pentru profile formate la rece și țevi sudate ;
— table și benzi pentru ambutisare ;
— table și benzi din oțeluri pentru caroserii auto ;
— table și benzi din oțel, zincate continuu la cald ;
— benzi înguste laminate la rece.

În ultimii ani, s-au asimilat cu succes sortimente noi de tablă, prin aplicarea tehnologiilor moderne de laminare controlată.

S-au definitivat tehnologiile de laminare a tablei groase destinate aeronauticii și centralelor nucleare.

În domeniul laminării benzilor la cald s-au asigurat benzile din oțel electrotehnic cu grăunți orientați pentru transformatoare.

De asemenea, s-a asimilat tehnologia de laminare a tablelor groase pentru conducte de gaz de mare diametru, iar în domeniul laminării benzilor la rece, s-a extins gama sortimentală cu noi mărci cerute în construcția autoturismelor DACIA și OLTCIT, a benzilor cu suprafață satinată și caracteristici de ambutisare foarte adîncă (căzi de baie, jenți auto, faruri auto, pavilion Dacia etc.).

Toate aceste tehnologii asigură un grad sporit de valorificare a produselor plate livrate de

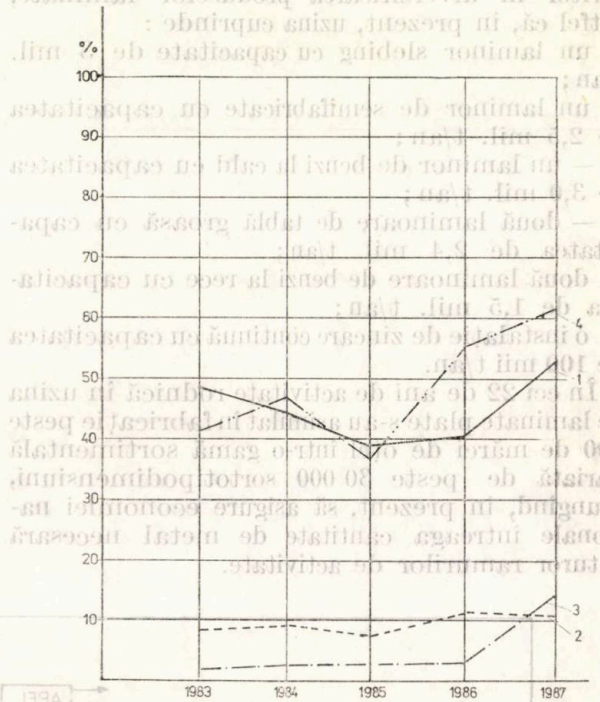


Fig. 3. Evoluția producției destinate exportului : *1* — tablă groasă ; *2* — tablă și bandă laminată la cald ; *3* — tablă și bandă laminată la rece ; *4* — tablă și bandă zincată

către Combinatul Siderurgic Galați, înscriindu-se ca o principală pîrghie de creștere a eficienței economice pe ansamblu, de reducere a importurilor.

Potrivit Directivelor Congresului al XIII-lea al P.C.R. în perioada imediat următoare, specialiștii din cadrul combinatului, cu concursul nemijlocit al institutelor de cercetare și proiectare, vor acționa în direcția accentuării laturii calitative a producției siderurgice concretizate în diversificarea gamei de oțeluri și laminate cu caracteristici superioare, competitive pe plan mondial, prin realizarea de table cositorite, table electrozincate pentru industria de autoturisme, table din oțeluri înalt aliate necesare industriei aerospațiale, electrotehnicii și electronicii.

Ing. M. Cristescu și mat. D. Amzuică

Implementarea și dezvoltarea sistemelor electronice pentru conducerea producției și a proceselor tehnologice

CZ : 621.38

La scurt timp de la intrarea în funcțiune a primelor capacități de producție, la Combinatul Siderurgic Galați au fost instalate și primele calculatoare electronice pentru conducerea proceselor tehnologice. În acest mod, începutul aplicării informaticii în siderurgia gălățeană s-a materializat printr-una din ramurile ei de bază, cunoscută sub numele de *informatică industrială*.

În anul 1965, laminorul de tablă groasă nr. 1 este dotat cu patru calculatoare electronice pentru comanda cajelor de laminare și urmărirea produselor pe fluxul tehnologic. În același an, se angajează în combinat primii absolvenți ai secției de informatică a universităților din București și Cluj-Napoca.

Acești matematicieni, alături de cîțiva ingineri, tehnicieni și economiști au constituit nucleul primei unități de informatică pe platforma siderurgică gălățeană căreia i-a revenit un rol important în activitatea de implementare și dezvoltare a sistemelor electronice pentru conducerea producției și proceselor tehnologice.

Informatica industrială are o dezvoltare importantă după anul 1969, cînd au fost instalate calculatoare de proces la furnalele nr. 1—4, dispeceratul energetic, oțelăria LD nr. 1, laminorul slebing și laminorul de benzi la rece.

Utilizînd capacitatea disponibilă a unor calculatoare de proces, încă din anul 1969 au fost elaborate cîteva aplicații din domeniul conducerii producției, aplicații care ulterior au fost dezvoltate și adaptate la specificul noilor echipamente și la cerințele impuse de creșterea nivelului cantitativ și calitativ al producției.

Beneficiind, în mod prioritar, de hotărîrile de partid referitoare la dezvoltarea informaticii în R.S.R., în anul 1973 combinatul a fost dotat cu primul calculator din familia FELIX care, la instalare, dispunea de 128 Ko. memorie operativă și 28 Mo. memorie externă pe discuri magnetice.

Instalarea noului sistem de calcul, de generația a treia, a permis abordarea unor domenii de activitate în care informatica și-a dovedit din plin utilitatea și eficiența. Proiectele aplicațiilor au fost de la început încadrate într-o concepție unitară.

În anul 1972, Institutul central pentru sisteme de conducere cu mijloace de automatizare (ICSIT-TCI), în colaborare cu unitatea de informatică a combinatului elaborează „Studiu cadru privind realizarea Centrului de calcul și a sistemului de prelucrare automată a datelor la C. S. Galați". Acest studiu, care va sta la baza documentației de investiții, a constituit cadrul de dezvoltare, în etape succesive, a sistemului informatic al C.S.G.

În noiembrie 1982, Centrul de calcul elaborează „Studiu privind cerințele informaționale, informatice și organizatorice ale sistemului informatic existent la Combinatul Siderurgic Galați", în care se precizează elementele necesare în legătură cu realizarea rețelei de teleprelucrare a combinatului. Pe baza acestei lucrări se realizează proiectele pentru rețeaua de telecransmisii, documentații care constituie cadrul de dezvoltare în etapa actuală a sistemului informatic al C.S.G., în special prin utilizarea teleprelucrării.

Structura logică a sistemului informatic este stabilită în funcție de principalele domenii de activitate în care este utilizată prelucrarea automată a datelor : planificarea tehnico-economică, pregătirea tehnică a producției, programarea, lansarea și urmărirea producției, desfacerea producției, mecano-energetic, fabricația pieselor de schimb, aprovizionarea tehnico-materială, transporturi, personal-retribuire, financiar-contabilitate. Aplicațiile de prelucrare automată a datelor care sînt utilizate în acti

vităţile unui domeniu alcătuiesc un subsistem. Această structură logică a fost determinată de orientările stabilite în documentaţiile cu conţinut cadru, elaborate în anii 1972 şi 1982.

Se vor prezenta, în continuare, principalele subsisteme şi aplicaţii :

Subsistemul de planificare tehnico-economică :

— urmărirea realizării planului de producţie;

— calculul şi urmărirea realizării producţiei marfă şi global.

Subsistemul de pregătire tehnică a producţiei :

— calculul încărcării capacităţilor;

— elaborarea grupărilor tehnologice şi calculul semifabricatelor necesare;

— calculul necesarului de materii prime şi materiale tehnologice pentru producţia de oţel;

— determinarea necesarului de mijloace de transport pentru expedierea produselor.

Subsistemul de programare, lansare şi urmărire a producţiei :

— programarea, lansarea şi urmărirea operativă a producţiei oţelăriilor;

— urmărirea operativă a circulaţiei şarjelor pe fluxul oţelării-slebing;

Tabelul 1

Structura fizică a sistemului informatic pentru conducerea producţiei

Sistemul de calcul	Funcţii
1	2
CP1 SISTEM FELIX C-512	— prelucrări în regim conversaţional, prin STRATEGE, destinate programării, lansării şi urmăririi producţiei
Cuptoare adînci — slebing	— programarea încălzirii lingourilor; — actualizarea datelor pentru şarjele de oţel încărcate în cuptoare
Dispecerat slebing Depozit intermediar slebing Ajustaj TC1	— elaborarea fişelor tehnologice de laminare şi ajustare; — urmărirea producţiei, a stocurilor şi a consumului de metal; — întocmirea notelor de predare
Programare OLD1 Programarea oţelăriilor	— programarea şi urmărirea realizării producţiei la oţelării şi TC1; — urmărirea circulaţiei şarjelor între oţelării şi slebing; — evidenţa stocului de lingou rece
Programare LTG1, LTG2 Programare LBC Programare LBR	— programarea producţiei la slebing şi TC1 pentru şarjele destinate LTG1, LTG2, LBC; — elaborarea fişelor tehnologice de laminare şi ajustare pentru LTG1, LTG2, LBC ; — elaborarea programelor de decapare şi ajustare pentru LBR şi zincare; — urmărirea circulaţiei şi a stocurilor interfazice; — urmărirea disciplinei contractuale şi a programelor de urgenţă
LBR — dispecerat	— programarea tratamentului termic; — urmărirea disciplinei contractuale, a circulaţiei şi a stocurilor interfazice
Serviciul desfacere Serviciul export	— actualizarea contractelor; — urmărirea disciplinei contractuale, a circulaţiei şi a stocului de sleb
Director general Director general adjunct Inginer şef producţie Secretariat C.O.M. Comitetul de partid C.S.G. Director U.L.P. Şef serviciu programare Şef secţie LTG 1	— urmărirea disciplinei contractuale, a circulaţiei şi a stocului de sleb; — urmărirea programelor de urgenţă

Tabelul 1 (continuare)

1	2
CP1 SISTEMUL FELIX C-512	— prelucrări în regim „batch" destinate planificării producției, pregătirii fabricației, programării și lansării, urmăririi și desfacerii producției de bază ;
CCE—CP1	— prelucrarea funcțiilor sistemului 1 în perioadele de revizii și depanare ;
	— culegerea datelor pe suport magnetic în perioadele de revizii și reparații ale sistemului HP-2000 ;
	— dezvoltare de programe
CP1 HP—2000	— transfer de informații la distanță între FELIX C-512, HP-2000 și FELIX C-1024 ;
CCE—CP1	— culegerea datelor pe suport magnetic ;
CCE—CP2	— dezvoltare de programe
Disperceratul producției C.S.G.	— urmărirea operativă a realizării planului de producție și de funcționare a utilajelor
CP2 SISTEM FELIX C-1024	— prelucrări în regim conversațional, prin STRATEGE, destinate conducerii activităților economice
Serviciul contabilitate	— transmiterea tranzacțiilor financiar — contabile
Contabil șef Șef serviciu contabilitate Șef serviciu cooperare-specializare Șef serviciu aprovizionare	— avizarea comenzilor de aprovizionare pe baza stocurilor și a consumurilor realizate
CCE—CP2	— dezvoltare de programe
CP2 SISTEM FELIX C-256 CP2 SISTEM FELIX C-5000	— prelucrări în regim „batch" destinate aplicațiilor din subsistemele mecano-energetic, fabricația pieselor de schimb, aprovizionarea tehnico-materială, personal-retribuire, financiar-contabilitate ; — preluarea funcțiilor sistemului 4 în perioadele de revizii și reparații ; — culegerea datelor pe suport magnetic în perioadele de revizii și reparații ale sistemului HP-2000 ; — dezvoltarea de programe
CP2 SISTEM CORAL 4021	— prelucrări în regim conversațional destinate lucrărilor pentru subsistemele mecano-energetic și transporturi
Secția reparații energetice	— urmărirea reparațiilor motoarelor electrice
Atelierul de proiectare tehnologică	— elaborarea documentației de execuție a pieselor de schimb
Comitetul de partid C.S.G.	— planificarea și urmărirea activităților obștești
Policlinica C.S.G.	— prelucrarea rezultatelor de la analizele toxicologice
Dispecerat transporturi UETU	— urmărirea circulației vagoanelor C.F.R. în C.S.G.
CCE — CP2	— dezvoltare de programe

CP1, CP2 — Centrul de prelucrare nr. 1, 2

— evidența șarjelor realizate și a consumurilor la oțelării ;

— urmărirea exploatării utilajelor de turnare ;

— programarea, lansarea și urmărirea operativă a producției și a consumurilor la slebing și la secțiile de turnare continuă ;

— elaborarea fișelor tehnologice pentru laminoarele finisoare;

— urmărirea operativă a producției și a stocurilor pe faze de fabricație la laminoarele finisoare;

— urmărirea producției recepționate.

Subsistemul de desfacere a producției:

— urmărirea realizării disciplinei contractuale cu beneficiarii;

— evidența producției expediate și a realizării programului de livrări;

— facturarea producției;

— urmărirea recuperării ambalajelor pentru produsele livrate.

Subsistemul mecano-energetic:

— planificarea și urmărirea reparațiilor;

— programarea și urmărirea fabricației pieselor de schimb.

Subsistemul de aprovizionare tehnico-materială:

— determinarea necesarelor de aprovizionare;

— urmărirea acoperirii necesarelor de aprovizionare cu comenzi și contracte;

— urmărirea disciplinei contractuale cu furnizorii;

— urmărirea operativă a realizării programelor de asigurare materială.

Subsistemul transporturi:

— urmărirea circulației vagoanelor C.F.R. în combinat.

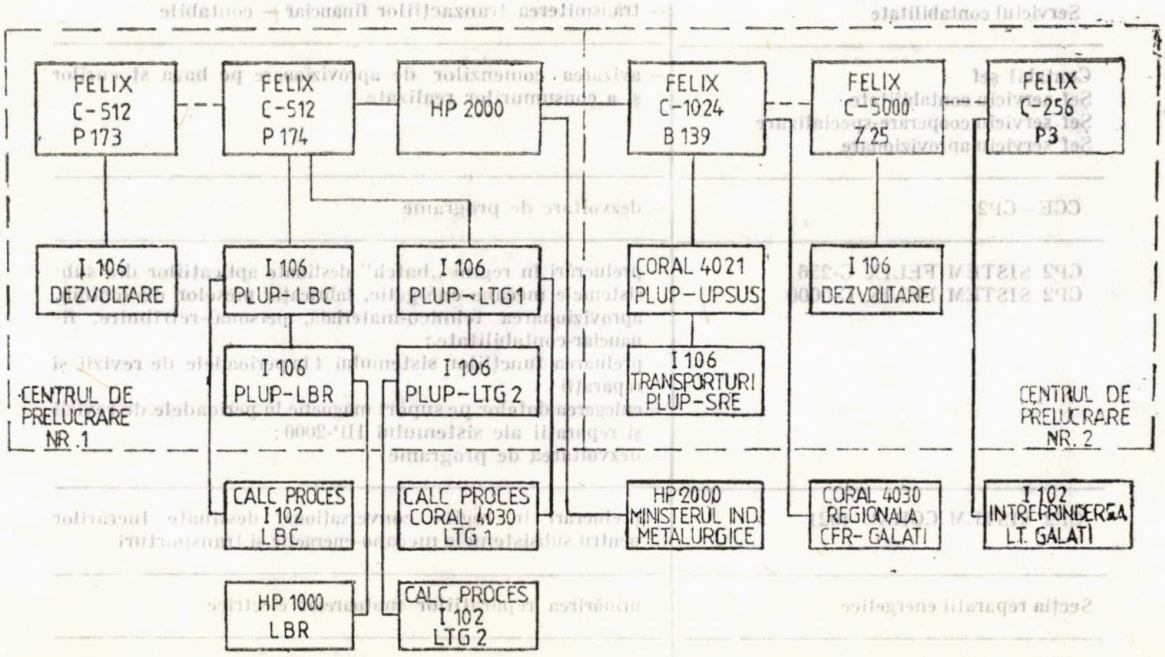


Fig. 1 Structura fizică a sistemului informatic pentru conducerea producției

— planificarea și urmărirea verificărilor AMC-urilor;

— lansarea și urmărirea operațiilor de întreținere;

— evidența utilizării utilajelor siderurgice;

— urmărirea consumurilor energetice;

— lansarea și urmărirea operativă a reparațiilor motoarelor electrice.

Subsistemul de fabricație a pieselor de schimb:

— elaborarea documentației de fabricație a pieselor de schimb;

Subsistemul personal-retribuire:

— evidența personalului;

— calculul retribuției;

— calculul drepturilor A.S.;

— calculul drepturilor pentru concediul de odihnă.

Subsistemul financiar-contabilitate:

— contabilitatea generală;

— evidența mișcării și a stocurilor de valori materiale;

Tabelul 2

Sistemele pentru conducerea proceselor tehnologice

Denumirea sistemului	Funcţii
1	2
Uzina de aglomerare-furnale	
Furnalul nr. 4 Sistemul de supraveghere a încărcării	— culegerea datelor şi evidenţa cantităţilor de materii prime încărcate în furnal
Furnalul nr. 5 Sistemul de conducere a furnalului	— programarea încărcării furnalului; — comanda şi corecţia încărcării în funcţie de erorile de cîntărire; — evidenţa încărcăturilor de cocs, minereu, aglomerat, pelete
Furnalul nr. 5 Sistemele de supraveghere a parametrilor tehnologici	— culegerea parametrilor tehnologici; — verificarea încadrării în limite; — urmărirea funcţionării furnalului
Furnalul nr. 6 Sistemul de conducere a furnalului	— programarea încărcării furnalului; — comanda şi corecţia încărcării în funcţie de erorile de cîntărire; — evidenţa încărcăturilor de cocs, minereu, aglomerat, pelete
Uzina de oţelării-refractare	
Turnarea continuă nr. 1 Sistemul de conducere a maşinii de turnare continuă	— pregătirea maşinii pentru turnare; — supravegherea procesului de turnare; — reglarea debitului apei de răcire în funcţie de viteza de turnare impusă
Uzina de laminate plate	
Laminorul slebing Sistemul de conducere a încălzirii lingourilor în cuptoarele adînci	— programarea regimului optim de încălzire a lingourilor; — comanda regimului de încălzire; — corecţia regimului de încălzire
Laminorul de tablă groasă nr. 1 Sistemul de conducere a cuptoarelor cu propulsie şi a cajelor de laminare	— supravegherea parametrilor tehnologici la cuptoarele cu propulsie; — optimizarea încălzirii bramelor în cuptoarele cu propulsie; impunerea referinţelor de temperatură instalaţiei de reglaj termotehnic; — determinarea dimensiunilor tablei groase în timpul laminării; — evidenţa opririlor liniei de laminare
Laminorul de tablă groasă nr. 1 Sistemul de reglare multicanal a unui cuptor de normalizare a tablei groase	— reglarea numerică a procesului de tratament termic al tablei groase — comanda servoventilelor de gaz şi aer; — comanda mecanismelor cuptorului de normalizare; — evidenţa producţiei tratate termic
Laminorul de tablă groasă nr. 2 Instalaţia de control nedistructiv al tablei groase extralate	— comanda instalaţiei de control nedistructiv; — prelucrarea semnalelor de măsură; — elaborarea certificatului de control al tablei
Laminorul de tablă groasă nr. 2 Sistemul de conducere a încălzirii bramelor în cuptoarele cu propulsie	— supravegherea parametrilor tehnologici ai cuptoarelor cu propulsie; — determinarea temperaturilor optime pe zone de încălzire; — impunerea referinţelor de temperatură
Laminorul de tablă groasă nr. 2 Sistemul de conducere a laminării tablei groase extralate X70 şi X60	— determinarea schemei de laminare; — comanda mecanismelor cajei degrosisoare; — evidenţa laminării tablei extralate
Laminorul de benzi la cald Sistemul de conducere a trenului finisor de laminare	— impunerea referinţelor de viteză şi acceleraţie la acţionarea principală; — impunerea referinţelor de viteză la ruloare; — poziţionarea şuruburilor de presiune, linealelor şi buclatoarelor; — reglajul tracţiunii în bandă, forţei de laminare şi grosimii benzii

Tabelul 2 (continuare)

1	2
Laminorul de benzi la cald Sistemul de răcire dirijată a benzii laminate la cald	— determinarea regimului de răcire a benzii; — comanda instalației de răcire a benzii
Laminorul de benzi la rece Instalația de măsurare a grosimii stratului de zinc la atelierul de zincare	— determinarea grosimii stratului de zinc în flux; — evidența benzilor zincate
Laminorul de benzi la rece Instalația de poziționare a ruloului la introducerea în caja de laminare	— poziționarea ruloului în fața cajei de laminare
Laminorul de benzi la rece Sistemul de comandă și conducere a trenului de laminare tandem II	— comanda mecanismelor de intrare la cajele tandem; — supravegherea parametrilor de laminare; — comanda mecanismelor de schimbare a cilindrilor de laminare
Laminorul de benzi la rece Sistemul de reglaj suprapus al laminorului quarto 1200	— accelerarea și frînarea laminorului la cusăturile de sudură; — oprirea laminorului la sfîrșitul benzii; — impunerea referințelor la mecanismele principale ale laminorului; — poziționarea cilindrilor de laminare și protocolarea grosimii benzii
Laminorul de benzi la rece Sistemul de reglaj suprapus al laminorului de dresare — relaminare	— accelerarea și frînarea laminorului la cusăturile de sudură; — oprirea laminorului la sfîrșitul benzii; — impunerea referințelor la mecanismele principale ale laminorului — poziționarea cilindrilor de laminare; — reglajul grosimii benzii sau a gradului de dresare
Laminorul de benzi la rece Sistemul de conducere a liniei de tăiere transversală nr. 8	— determinarea programului de sortare; — comanda macazelor stivuitoarelor
Laminorul de benzi la rece Sistem de conducere a regimului de recoacere a rulourilor în cuptoarele clopot	— programarea încărcării cuptoarelor; — determinarea regimului termic la recoacere; — comanda încălzirii și răcirii rapide
Uzina de piese de schimb și reparații siderurgice	
Secția de țevi sudate Instalația de cîntărire automată a țevilor	— determinarea greutății țevilor; — elaborarea certificatului de cîntărire; — evidența activității de cîntărire
Uzina de producere și distribuire a energiei electrice	
Dispeceratul energetic Sistemul de dispecerizare a fluidelor energetice în C.S.G.	— înregistrarea consumurilor fluidelor energetice; — efectuarea bilanțurilor energetice; — supravegherea parametrilor fluidelor energetice
Direcția tehnică	
Laboratorul OLD1	— comanda instalației de analiză spectrală a oțelului
Instalația de analiză rapidă a oțelului	— realizarea certificatelor de analiză
Laboratorul OLD2 Instalație de analiză rapidă a oțelului	— comanda instalației de analiză spectrală a oțelului; — realizarea certificatelor de analiză
Laboratorul de oțelărie electrică Instalație de analiză rapidă a oțelului	— comanda instalației de analiză spectrală a oțelului; — realizarea certificatelor de analiză
Laboratorul OLD3 Instalația de analiză rapidă a oțelului	— comanda instalației de analiză spectrală a oțelului; — realizarea certificatelor de analiză
Centrul de calcul electronic	
Oficiul de calcul Proiectarea asistată de calculator a sistemelor de conducere a proceselor tehnologice	

— evidența mijloacelor fixe;
— calculul și urmărirea prețului de cost.

Prelucrările necesare funcționării aplicațiilor sînt concentrate în două centre de prelucrare: centrul de prelucrare nr. 1 (CP1) orientat spre lucrările destinate conducerii producției de bază (planificarea, pregătirea tehnică, programarea, lansarea și urmărirea producției) și centrul de prelucrare nr. 2 (CP2) orientat spre prelucrările destinate conducerii activităților economice. Fiecărui centru de prelucrare îi corespunde o rețea de calculatoare și terminale pentru culegerea, transmiterea și prelucrarea datelor.

În schema din figura 1 și în tabelul 1 este prezentată structura fizică a sistemului informatic al C.S.G.

Dezvoltarea, în continuare, a sistemului informatic are următoarele obiective:
— scurtarea timpului de răspuns al sistemului;
— îmbunătățirea calității informațiilor;
— elaborarea automată a documentelor de recepție și expediție;
— realizarea unor aplicații noi.

Conducerea proceselor tehnologice a constituit, încă de la instalarea primelor capacități de calcul în C.S.G., unul dintre domeniile principale în care s-a utilizat prelucrarea automată a datelor. Dacă în prima perioadă echipamentele de comandă cu calculatorul a proceselor tehnologice erau asigurate din import împreună cu unele utilaje tehnologice ale secțiilor de producție, o dată cu dezvoltarea industriei românești de tehnică de calcul sistemele de conducere a proceselor tehnologice se proiectează și se realizează cu echipamente produse în R.S. România.

Avînd în vedere aceste realizări ale industriei românești, cerințele de modernizare a proceselor tehnologice precum și realizările pe plan mondial în acest domeniu, Centrul de calcul al combinatului a elaborat în anul 1980 și a actualizat în anul 1987 „Studiu cadru privind utilizarea calculatoarelor electronice în conducerea proceselor tehnologice la C.S.G.".

Principalele obiective definite pentru sistemele de automatizare a proceselor tehnologice sînt: creșterea productivității muncii; reducerea consumurilor de materiale și energetice; îmbunătățirea calității producției și ameliorarea condițiilor de muncă.

În prezent, la C.S.G. sînt în funcțiune sau în diferite faze de realizare 26 sisteme de conducere cu calculatorul a proceselor tehnologice, amplasate în principalele secții de producție ale combinatului. Ele au ca suport „hard" 39 calculatoare electronice de 12 tipuri, echipamente periferice standard sau specializate și traductoare. În tabelul 2 sînt prezentate sintetic aceste sisteme. La realizarea unora dintre ele, precum și la perfecționarea sau extinderea unor funcțiuni ale lor, în special prin realizări în domeniul „software" dar și în „hardware", o contribuție însemnată au avut-o specialiștii Oficiului de calcul pentru calculatoare de proces din combinat.

Se află în perspectivă realizarea sistemelor de conducere cu calculatoare a proceselor tehnologice care este orientată de studiul cadru amintit, de „Programul de modernizare a producției din C.S.G." și de studiile elaborate de IPROMET și IPROLAM. Este prevăzută realizarea a peste 25 de noi sisteme, perfecționarea sau extinderea celor existente în toate sectoarele de activitate ale combinatului.

Principalele funcții ale acestor sisteme sînt: conducerea și urmărirea funcționării utilajelor, optimizarea regimurilor termice ale instalațiilor de încălzire, urmărirea producției și a consumurilor materiale și energetice, urmărirea și reglarea parametrilor de asigurare a calității produselor, optimizarea depozitării produselor și a semifabricatelor.

Implementarea și dezvoltarea sistemelor informatice pentru conducerea producției și a proceselor tehnologice a impus, încă din primii ani, organizarea corespunzătoare a activității de exploatare, întreținere și depanare a echipamentelor.

Culegerea de date se ridică astăzi la un volum de circa 3 000 000 de tranzacții pe lună, din care peste 2 000 000 sînt trimise la calculatoare direct de către utilizatori prin sistemele de teleprelucrare.

Activitatea de exploatare realizează, în prezent, prelucrarea a cîtorva zeci de milioane de caractere pe zi, din care rezultă aproximativ 6 000 de pagini de imprimantă. Aceasta înseamnă, într-o apreciere sugestivă, că zilnic se tipăresc la calculator douăzeci de volume a cîte 300 de pagini fiecare.

Activitatea de întreținere și depanare are ca obiectiv menținerea în stare de funcționare a

opt calculatoare pentru conducerea producției, 39 calculatoare de proces, peste 120 terminale, 16 instalații de climatizare și peste 1 500 calculatoare de birou.

Indicii de utilizare la unele calculatoare din familia FELIX au înregistrat performanțe de excepție: 99% pentru indicele de utilizare extensivă și 310% pentru indicele de utilizare intensivă.

În ultimii ani, în activitatea de informatică din combinat, s-au obținut realizări însemnate în domeniul creației tehnice și introducerii progresului tehnic. În această direcție, se remarcă prima invenție înregistrată și realizată de un colectiv de la Centrul de calcul „Automat programabil de poziționare a rulourilor de bandă în fața dornurilor desfășurătorului la LBR1".

Au fost realizate noi dispozitive și echipamente:

— multiplexor de comunicație asincronă;
— comutator de terminale;
— adaptor de linie pentru comunicație asincronă la distanță;
— interfață de comunicație între terminalul HP și imprimanta SCAMP.

Programul propriu de cercetare și de introducere a progresului tehnic conține teme al căror principal obiectiv este creșterea productivității muncii în activitățile specifice Centrului de calcul. Sînt cuprinse, în acest program, lucrări de experimentare și implementare a unor produse, echipamente și tehnici noi, a căror aplicare are drept scop pregătirea condițiilor pentru dezvoltările ulterioare ale informaticii în C.S.G.

Există preocupări pentru perfecționarea dialogului om-calculator și realizarea unor sisteme expert. Acestea vizează realizarea unor sisteme prin care să fie prelucrate informații simbolice, concepții, cunoștințe, relații și să fie abordate probleme practice care implică metode caracteristice inteligenței umane: învățarea, judecata și rezolvarea problemelor. Există, de asemenea, preocupări și în domeniul recunoașterii formelor și prelucrării imaginilor în vederea realizării unor dispozitive de măsurare auto mată, pe lux, a dimensiunilor produselor laminate.

Este demn de remarcat că aplicațiile realizate au contribuit efectiv și decisiv în multe cazuri la perfecționarea sistemului de conducere, la creșterea productivității muncii.

Aniversarea a două decenii de existență a informaticii în Combinatul Siderurgic Galați are loc sub semnul prefacerilor revoluționare determinate de hotărîrile Congresului al XIII-lea și ale Conferinței Naționale ale Partidului Comunist Român, care oferă noi perspective de dezvoltare și modernizare a siderurgiei, cu implicații profunde în direcția automatizării și cibernetizării proceselor de producție.

Ing. S. Ostache şi ing. M. Iosef

Energetica Combinatului Siderurgic Galaţi – Evoluţie şi dezvoltare

CZ : 621.311.6

Combinatul Siderurgic Galaţi, unitate de primă mărime a siderurgiei româneşti, şi-a realizat o gospodărie energetică în măsură să asigure aproape integral necesităţile complicatelor procese tehnologice de producere a cocsului, fontei, oţelului şi laminatelor. Pe parcursul celor 20 de ani de activitate, zestrea energetică a crescut continuu, corelată fiind cu creşterea capacităţilor de producţie. Graţie gîndirii specialiştilor din institutele de cercetare şi proiectare, în colaborare cu specialiştii din secţiile şi uzinele de producţie, dezvoltarea sectorului energetic a avut la bază realizările economiei naţionale, dotările din ultimii ani fiind în exclusivitate din România. Combinatul dispune de instalaţii moderne pentru transportul şi distribuţia energiei electrice la toate obiectivele siderurgice, iar distribuţia ei se face la tensiunea de 110 kV, prin intermediul staţiilor de racord adînc, concepute şi dimensionate astfel încît să asigure integral şi la o fiabilitate maximă necesarul tuturor consumatorilor de pe platforma combinatului. Pentru siguranţa în alimentarea cu energie electrică, combinatul dispune de trei puncte de racordare la Sistemul energetic naţional, iar consumatorii vitali au posibilitatea să fie alimentaţi, în caz de defecţiune în SEN, prin insularizare pe grupurile electrogene ale centralei electrice de pe platforma siderurgică.

Gazele naturale utilizate drept combustibili în procesele de încălzire cu flacără şi ca înlocuitor al cocsului la furnale sînt distribuite la consumatori prin intermediul staţiilor de reglare şi măsură.

Ca urmare a faptului că oţelul se elaborează în convertizoare cu insufare de oxigen, iar la furnale se utilizează aer îmbogăţit cu oxigen, combinatul dispune de două fabrici de oxigen cu grupuri de mare capacitate, care asigură oxigenul necesar şi puritatea corespunzătoare proceselor tehnologice. În paralel cu producerea oxigenului, combinatul dispune de instalaţii pentru producerea azotului şi argonului, utilizate în barbotarea şi purificarea oţelului şi în alte scopuri tehnologice.

Sectorul energetic este completat cu instalaţii de pompare şi distribuţie a apei, instalaţii de producere şi distribuţie a energiei termice sub formă de abur şi apă supraîncălzită, toate la un loc asigurînd condiţiile necesare unei activităţi de producţie economice şi bine organizate.

Toate dotările energetice de mai sus au fost realizate în scopul transportului şi prelucrării materiilor prime, de la cărbune şi minereu la table şi benzi laminate la cald şi la rece atît de necesare economiei naţionale şi la export.

Întreaga gamă de fluide energetice, energie electrică şi combustibili gazoşi este urmărită şi dirijată de un dispecerat energetic central, care dispune de un sistem complex de instalaţii şi miljoace pentru intervenţii operative în orice situaţie.

Pe drept cuvînt, se poate aprecia că, şi din punct de vedere energetic, combinatul este gîndit şi realizat ca o unitate modernă, dotată cu instalaţii şi echipamente de înaltă eficienţă.

Pentru a crea o imagine completă a dimensiunilor energetice ale combinatului, trebuie spus că energia electrică şi gazele naturale consumate reprezintă 4,5%, respectiv 3% din consumul la nivel naţional.

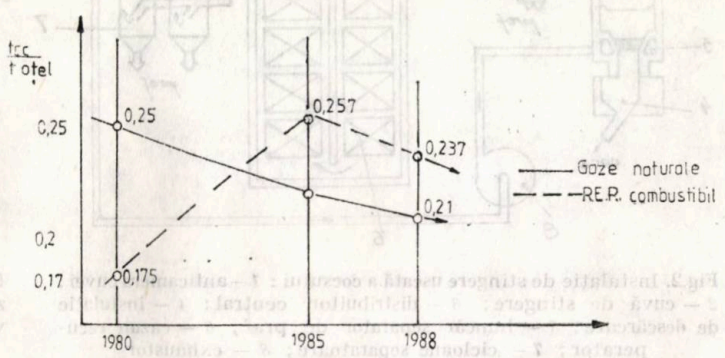


Fig. 1. Dinamica înlocuirii gazelor naturale cu resurse energetice refolosibile combustibile

Aşa cum este cunoscut, în procesele metalurgice se consumă cantităţi importante de combustibili şi energie, datele de mai sus fiind elocvente. De aceea, preocuparea cadrelor tehnice, a muncitorilor de înaltă calificare, în colaborare cu cercetătorii şi proiectanţii de pe plat-

formă și de la celelalte institute, a fost reducerea permanentă a consumurilor de energie de orice formă.

Consumurile specifice au avut o dinamică descendentă și, dacă se iau în considerare rezultatele din trimestrul I.1988, comparativ cu cele din anul 1986, anul de început al actualului cincinal, se constată o diminuare a consumurilor energetice la majoritatea produselor de bază. Astfel, reducerea consumului de combustibil și a celui de energie electrică este de 1,4 respectiv 0,8% la cocsul metalurgic, de 4,5 respectiv 6% la fontă, de 7,5 respectiv 3,8% la oțelul de convertizor și de 5,1 respectiv 6,5% la laminate. Aceste rezultate sînt rodul muncii asidue a oamenilor muncii, a specialiștilor, care și-au îndreptat atenția în direcția modernizării utilajelor și instalațiilor, conservării energiei pe diferitele faze ale procesului tehnologic, utilizării mai bune a capacităților de producție, creșterii randamentului energetic al instalațiilor consumatoare de energie.

În paralel cu reducerea consumurilor energetice, atenția specialiștilor s-a îndreptat asupra înlocuirii energiei primare cu resurse recuperate, rezultate din procesele tehnologice.

Este cunoscut faptul că, din procesele siderurgice, rezultă și resurse energetice sub formă de gaz de cocs, gaz de furnal, gaze arse cu temperatura în jur de 1 000°C și altele, motiv pentru care s-au realizat instalații cu ajutorul cărora se recuperează resursele de mai sus, se prelucrează și apoi se utilizează în procesele tehnologice. Combinatul dispune de instalații pentru recuperarea și valorificarea integrală a gazului de cocs și a gazului de furnal.

Au fost elaborate tehnologii noi pentru utilizarea gazului de cocs și a gazului de furnal la fabricile de aglomerare, preîncălzitoarele de aer de la furnale, melanjoare și instalații de uscat oale la oțelării, cuptoare de încălzit metal, cuptoare de tratament termic și altele. În diagrama din figura 1 este prezentată dinamica înlocuirii gazului metan cu gaze recuperate. Căldura gazelor arse este utilizată din ce în ce mai mult pentru preîncălzirea aerului de combustie, a materiilor prime și pentru producerea energiei termice sub formă de abur în cazane recuperatoare, abur care la rîndul lui este utilizat în instalațiile chimice de la cocserii, instalații de decapare a tablelor și pentru producerea energiei electrice.

Specialiștii și-au îndreptat atenția și asupra recuperării căldurii din produsele calde. În acest scop, au fost realizate și s-au montat instalații pentru recuperarea căldurii din cocsul incandescent în scopul producerii aburului, folosit atît în procesele tehnologice, cît și pentru producerea energiei electrice. Numai în cursul anului 1987, pe aceste instalații s-au produs 855 mii Gcal de abur, echivalentul a 122 mii tone combustibil convențional. Se poate aprecia că la Galați se dispune de un complex energetic, de mari dimensiuni.

Ca urmare a preocupării deosebite pentru recuperarea și valorificarea resurselor energetice refolosibile, volumul acestora a crescut continuu. În ultimii zece ani, cantitatea de resurse a crescut cu circa 50%. Gradul de recuperare și valorificare a crescut, de asemenea, atingînd un nivel de 73% față de volumul resurselor inventariate. În prezent, cu resursele recuperate se acoperă peste 60% din consumul energetic global al combinatului.

Gospodărirea rațională a combustibililor și energiei este una dintre preocupările de bază ale colectivelor de specialiști din cadrul combinatului. În colaborare cu institutele de cercetare și proiectare din cadrul Ministerului Industriei Metalurgice, precum și cu institu-

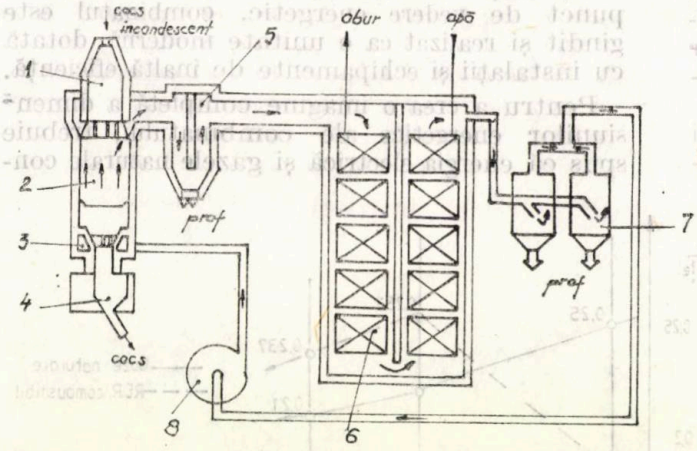


Fig.2. Instalație de stingere uscată a cocsului: *1* — anticamera cuvei; *2* — cuvă de stingere; *3* — distribuitor central; *4* — instalație de descărcare; *5* — buncăr separator de praf; *6* — cazan recuperator; *7* — cicloane separatoare; *8* — exhaustor

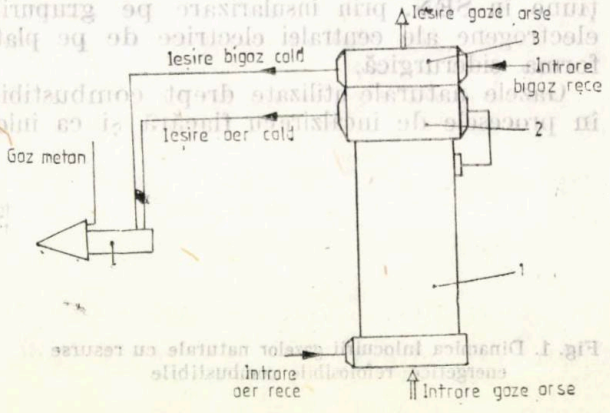


Fig. 3. Preîncălzitor mixt aer-combustibil: *1* — preîncălzitor de radiație a aerului; *2* — preîncălzitor de convecție a aerului; *3* — preîncălzitor de convecție a gazelor; *4* — arzător

tele de învățămînt superior din Galați, s-au elaborat noi programe de măsuri pentru reducerea mai accentuată a consumurilor energetice și pentru creșterea gradului de recuperare și valorificare a resurselor energetice refolosibile. Sînt prevăzute măsuri pentru creșterea randamentelor energetice ale agregatelor prin îmbunătățirea productivității acestora și reducerea pierderilor reieșite din bilanțuri. O atenție deosebită s-a acordat și se va acorda, în continuare, lucrărilor de modernizare cu ocazia reparațiilor capitale și curente, cu scopul raționalizării consumurilor energetice. Astfel de lucrări s-au executat la bateriile de cocsificare nr.5 și nr. 6, furnalele nr. 5 și nr. 6, cuptoare și linii de laminare etc. La aceste agregate s-au obținut performanțe energetice deosebite. O lucrare de mare eficacitate a constituit-o înlocuirea preîncălzitoarelor de aer clasice de radiație de la cuptoarele adînci slebing cu preîncălzitoare mixte aer-combustibil, cu ajutorul cărora combustibilul se încălzește la 300°C, iar aerul la 500°C (fig. 3). Gradul de recuperare a resurselor energetice refolosibile va crește în continuare prin îmbunătățirea funcționării instalațiilor actuale, montarea și punerea în funcțiune a unor noi instalații.

În scopul valorificării mai bune a resurselor recuperate se desfășoară o serie de lucrări importante cum sînt: centrala electrică 3×6 MW pentru utilizarea aburului recuperat pe timp de vară, puncte termice zonale pentru prepararea apei fierbinți în scopuri termice. Există, de asemenea, preocupări pentru atragerea unor noi resurse în circuitul de recuperare și valorificare: căldura aglomeratului feros, a zgurei de furnal, recuperarea în mai mare măsură a căldurii fizice și chimice a gazului de convertizor, căldura gazului de cubilou, căldura laminatelor calde etc.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 9, 1987

Utilizarea metodei Monte-Carlo la stabilirea structurii topiturilor din sistemul $Al_2O_3-V_2O_5$, p. 1 — Solubilitatea oxigenului în topiturile de fier cu conținut ridicat de mangan, p. 4 — Analiza termodinamică a capacității de dezoxidare a beriliului în topiturile de fier, p. 7 — Proprietățile metalurgice ale aglomeratelor cu bazicitatea 0,1—4,0 obținute la un consum diferit de concentrate de titanomagnetit, p. 9 — Examinarea influenței pregătirii încărcăturii asupra supraumezirii în stratul de aglomerare, p. 13 — Disocierea hematitei și influența unor factori asupra temperaturii acesteia la prăjirea peletelor, p. 17 — Influența frecvenței de rotație a elementului de distribuție asupra repartizării periferice a încărcăturii, p. 19 — Analiza solidificării lingourilor cilindrice cu diametru mare la turnarea continuă a oțelului, p. 22 — Cercetarea hidrodinamicii în capetele lăncilor de suflare a oxigenului, p. 26 — Modelarea matematică a procesului de topire în oală a feroaliajelor, p. 29 — Sistem de microprocesoare pentru controlul consumului de gaze cu corecția presiunii și temperaturii, p. 32 — Cercetarea condițiilor de formare a structurii echiaxiale cu granulație fină, p. 35 — Ecuația diferențială a deplasării bandei plate la prinderea naturală în condițiile alunecării prin contact, p. 36 — Modelarea matematică a stării de tensiune a metalului la deformarea acestuia între cilindri ficși și de acționare, p. 41 — Parametrii de tragere în cazul unei rugozități diferite a semifabricatului, p. 45 — Construirea unui traseu rațional de deplasare a cilindrilor de laminor pe cajele laminorului, p. 46 — Modelarea procedeului de deformare plastică prin degroșarea elicoidală, p. 49 — Cercetarea corelației de deformare dintre laminoarele agregatului și laminorului netezitor cu trei cilindri, p. 52 — Formarea matrițelor cu profil complex prin extrudare cu puterea efectivă a forțelor de frecare, p. 55 — Elaborarea structurii și alcătuirea unui model de regresie a uzurii cilindrilor de lucru la laminorul de tablă, p. 59 — Omogenizarea prin difuzie a materialelor pulverulente din cadrul sistemului Fe—Ni—Cr—Mo, p. 65 — Cercetarea particularităților de durificare cu ultrasunete a pieselor de la mașinile cu turbină, p. 69 — Modificarea proprietăților optice ale pentoxidului de vanadiu sub acțiunea radiației cu laser a CO_2, p. 71 — Cercetarea compoziției de fază și a structurii aliajului cu conținut ridicat de crom PG-S1, p. 75 — Particularitățile transformărilor $\alpha \rightarrow \gamma$ în oțelurile de construcție la tratamentul termochimic, p. 78 — Examinarea repartizării titanului și zirconiului între fazele oțelului beton cu siliciu și mangan, p. 81 — Structura și particularitatea de deformare a aliajului Mn—Al—C în stare feromagnetică, p. 84 — Experiența utilizării termociclonării la tratamentul termic preliminar al pieselor forjate mari, p. 90 — Influența deformării la rece asupra sorbției hidrogenului sulfurat și fragilitatea la hidrogen a oțelurilor inoxidabile, p. 92 — Proprietățile mecanice ale aliajelor fier-siliciu-bor cu călibilitate mare, p. 95 — Pierderi de elemente la elaborarea fontei sintetice în cuptoarele electrice cu curenți de inducție, p. 99 — Modelarea interacțiunii adaosurilor complexe cu fonta lichidă, p. 102 — Particularitățile schimbului de căldură la formarea pieselor turnate compozite, p. 105 — Influența variabilității parametrilor de gaze asupra indicatorilor de funcționare a aparatelor de epurare a gazelor, p. 109 — Cercetarea numerică a algoritmilor de identificare a modelului de încălzire, p. 113 — Aprecierea eficienței preîncălzirii deșeurilor în cazul funcționării convertizoarelor cu oxigen cu aer insuflat la intensitate ridicată, p. 118 — Asigurarea informațională a calculelor directe pentru produsele de metal cu ajutorul plăților planificate, p. 120 — Termodinamica procedeelor de interacțiune a ytriului cu oxigenul și sulful în fierul lichid, p. 123 — Cinetica dizolvării carburii de titan în topiturile de fier și nichel, p. 124 — Sinterizarea minereurilor de Karajalsk, p. 125 — Cercetarea influenței adaosurilor zgurifiante în încărcătura de pelete de minereu de fier și cărbune asupra calității produselor metalizate, p. 126 — Descompunerea electrolitică a electrolitului solid la dezoxidarea electrochimică a metalului lichid, p. 127 — Influența carbonului și a vanadiului asupra activității manganului în fier, p. 128 — Modificarea structurii de dislocație a oțelului în procesul de laminare, p. 129 — Influența temperaturii în focarul de deformare asupra modificării proprietăților mecanice ale benzilor subțiri înalt ecruisate, p. 130 — Analiza stării de tensiune a metalului și a indicelui forțelor de frecare, în condițiile unui unghi de prindere limită la laminare, p. 131 — Îmbunătățirea laminabilității cusăturilor sudate ale aliajului MNT 15—20, p. 132 — Utilizarea metodei de fotometrie la cercetarea proceselor de modificare a formelor și a condițiilor de temperatură la laminarea tablelor groase, p. 133 — Calculul rezistenței benzii în calibru, p. 134 — Reducerea vibrațiilor sonore la transportul cu role al țevilor, p. 135 — Dependența permeabilității magnetice a aliajelor amorfe față de frecvență, p. 136 — Durificarea termomecanică a oțelului austenitoferitic EI654, p. 136 — Dependența termică anormală a efectului magnetocaloric în aliajul 80NHS, p. 138 — Structura striată a metalului turnat și inversiunea microstructurii eutecticului de carbură în aliajul Fe—C, p. 139 — Obținerea de piese turnate monocristaline din aliajele sistemului Fe—Co—Cr, p. 140.

Considerații privind aplicațiile izotopilor radioactivi în Combinatul Siderurgic Galați

Dr. fiz. N. Nat

CZ : 621.039.85

În anii cînd de-abia începea producerea la scară industrială a izotopilor radioactivi (1948—1950) și cînd se construiau primele aparate bazate pe folosirea acestora, exista convingerea că energia nucleară nu numai că va înfăptui o adevărată revoluție în domeniile tehnicii, dar va crea și condiții noi, cu totul neobișnuite, pentru aplicarea radioizotopilor.

Aplicarea radioizotopilor în industrie reprezintă o activitate complexă care cuprinde prepararea izotopilor radioactivi, elaborarea și producția aparaturii electronice și mecanice necesare, formarea unor grupuri complexe de specialiști documentați atît în problemele radiometrice cît și în cele specifice ramurilor industriale în care noile metode urmează să fie aplicate. Această muncă presupune o strînsă colaborare între institutele de cercetări în domeniul nuclear și întreprinderile industriale interesate.

Ca urmare a acestei colaborări, au apărut în numeroase ramuri industriale unități nucleare, nuclee ale introducerii tehnicii noi, colective de specialiști de înaltă calificare [1].

În R.S.R., de la început, cercetările de aplicare a tehnicilor nucleare în industrie au fost orientate spre soluționarea problemelor ridicate nemijlocit de producție și către soluțiile aplicabile în condițiile reale de teren, spre deosebire de metodele prezentate în numeroase lucrări din literatura străină, experimentate numai la scară de laborator.

Încă din anii 1960—1961, cînd s-au efectuat primele aplicații ale tehnicii nucleare în siderurgie (la C. S. Hunedoara și C. S. Reșița), s-a constatat existența unor avantaje incomparabile cu alte metode aplicate. Tehnicile nucleare aplicate în siderurgie au avut și au influențe remarcabile în conducerea multor procese tehnologice [2]—[4].

În C. S. Galați primele aplicații ale izotopilor radioactivi au avut loc în anul 1964, iar în anul 1966 a luat ființă și o unitate nucleară. În prezent la C.S. Galați există peste 9 400 de izotopi radioactivi pentru măsurarea în flux continuu a grosimilor laminatelor, indicarea nivelurilor în diferite buncăre de materii prime, urmărirea materialelor pe benzile transportoare, măsurarea umidității cocsului, controlul nedistructiv al îmbinărilor sudate cu radiații penetrante, avertizarea apariției începuturilor de incendii, măsurarea în flux continuu a grosimii stratului de zinc, analiza prin fluorescență de raze X a oțelurilor și fontelor. La aceștia se adaugă izotopii radioactivi utilizați ca trasori la marcarea profilului de siguranță și preatenționare a furnalelor, precum și numeroși alți izotopi utilizați pentru determinarea sursei de alimentare a stratului de apă freatică în vederea reducerii riscului de tasare a unor obiective. În figura 1 este prezentată dinamica cîtorva tipuri de aparate de măsură și control, utilizate în C. S. Galați.

Din experiența celor peste 20 de ani de activitate, se vor prezenta cîteva considerații privind tehnica nucleară utilizată în Combinatul Siderurgic Galați.

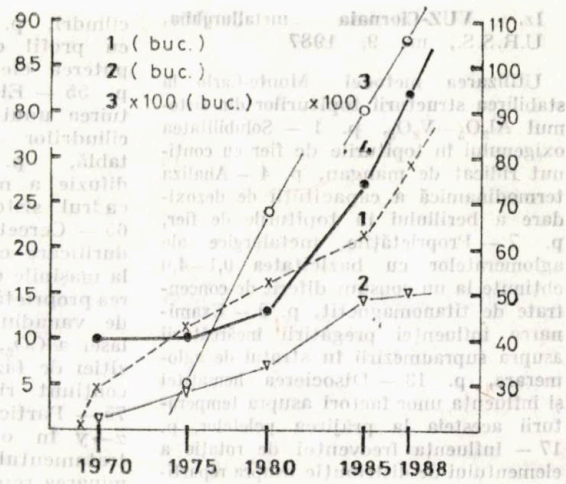


Fig. 1. Dinamica unor aparate de măsură și control care se utilizează în tehnici nucleare: *1* — grosimetre; *2* — umidimetre; *3* — avertizori de incendiu; *4* — relee nucleare

Umidimetrele cu neutroni

Umidimetrele cu neutroni, bazate pe fenomenul de termalizare și retroîmprăștiere a neutronilor de către atomii de hidrogen existent în apa care însoțește cocsul, s-au dovedit a fi de un real folos în conducerea furnalelor, putînd să se obțină o reducere a consumului de cocs cu 10—15% și un raport Fe/C constant, cu implicații pozitive asupra calității fontei [8]. Geometria care a dat cele mai bune rezultate este prezentată în figura 2. Dificultățile care apar la etalonare [5]—[7] au fost rezolvate printr-o metodă proprie de etalonare [6], [9]. Umiditatea masică a cocsului se măsoară în domeniul 0—15%, cu o eroare absolută maximă de $\pm$ 0,5%, utilizînd sondă de adîncime cu sursă Am + Be cu activitate alfa 100 mCi.

Utilizarea umidimetrelor digitale [10] poate duce la creşterea preciziei acestor aparate, ajungîndu-se la ±0,25% eroare absolută maximă. Datorită faptului că granulaţia cocsului variază, umidimetrele cu neutroni pot fi montate după ciururi, astfel încît granulaţia să fie mai mare de 20 mm. Pentru cocsul a cărui granulaţie depăşeşte 20 mm, se pot utiliza, cu rezultate foarte bune, umidimetrele cu neutroni, fără corecţie de densitate de material [6].

benzii). Poziţia punctelor de control depinde de comenzile care trebuie să fie date în schema de acţionare, precum şi de viteza benzii şi timpul de răspuns al releului nuclear. Releele nucleare utilizate au o geometrie de măsură prezentată în figura 3 şi conţin o sursă de Co60 şi detectori G. M. În exploatare, acest sistem de urmărire a materialului pe bandă s-a dovedit fiabil şi de importanţă foarte mare pentru funcţionarea furnalului.

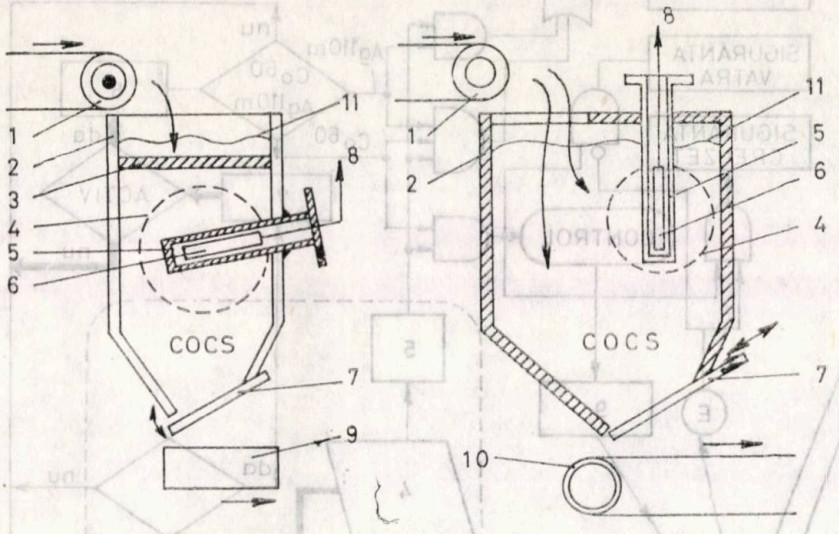


Fig. 2. Montarea sondei de adîncime în buncărul cîntar:
1 — bandă transportoare; *2* — buncăr; *3* — bară de oţel profil *U*; *4* — limita maximă a sferei de influenţă; *5* — teacă de protecţie a sondei; *6* — sonda de adîncime; *7* — clapă de închidere-deschidere a buncărului; *8* — cablu de alimentare a sondei; *9* — schip de încărcare a furnalului; *10* — bandă de încărcare a furnalului; *11* — nivelul minim al cocsului în buncăr

Instalaţia de urmărire a materialului pe bandă

La încărcarea furnalului nr. 6, se utilizează o bandă transportoare. Materialul dozat ajunge pe banda transportoare şi deversează în două sasuri prin intermediul unei pîlnii mobile. Schemele electrice de închidere şi deschidere a sasurilor, de poziţionare a pîlniei mobile şi deschidere a clapei de material impun cunoaşterea poziţiei începutului şi sfîrşitului de material

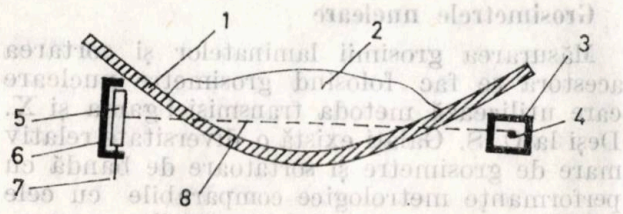


Fig. 3. Secţiune transversală la un punct de măsură:
1 — banda transportoare; *2* — material pe bandă; *3* — conteinere; *4* — sursă radioactivă; *5* — detector de radiaţie; *6* — protecţia detectorului; *7* — alimentarea detectorului

pe bandă. Pentru aceasta, s-au montat relee nucleare în cinci puncte de control (P1 la începutul benzii transportoare, P2 la 1/3 din lungimea benzii, P3 la 2/3 din lungimea benzii şi P4 aproape de sfîrşitul benzii, iar P5 la sfîrşitul

Urmărirea profilului de siguranţă a furnalelor

Din analiza rezultatelor obţinute de Institutul de Fizică şi Inginerie Nucleară din Bucureşti (primul furnal marcat în 1960 — furnalul nr. 1 de la Hunedoara) şi din experienţa dobîndită de laboratorul unităţii nucleare al C. S. Galaţi, au rezultat următoarele concluzii:

— Sursele radioactive utilizate trebuie să aibă o activitate cît mai mică, astfel încît activitatea specifică a fontei să nu depăşească valoarea limită de 0,02 mCi/t.

— Sursele radioactive apte pentru marcarea furnalelor sînt Co60 şi Ag110 m. Nu sînt recomandate sursele de Zn65 şi Tl204. Aceşti izotopi nu se regăsesc în fontă.

— Nu se recomandă marcarea furnalului în zona de etalaj şi cuvă. Aici se recomandă urmărirea gradului de uzură prin intermediul termocuplurilor. La C. S. Galaţi, începînd din anul 1983, s-a renunţat la marcarea etalajului şi a cuvei.

— Marcarea cu surse radioactive se execută de către laboratorul de la C. S. G. din anul 1987 numai la limita profilului de siguranţă şi a profilului de atenţionare. Aceste profiluri au fost stabilite pe baza experienţei fizicienilor şi a

tehnologilor furnaliști din C. S. Galați, pentru furnalele nr. 5 de 2700 m³ și nr. 6 de 3500 m³. Profilul de siguranță impune limite maxime admise pentru uzura vetrei și a creuzetului. Aceste limite se stabilesc în funcție de capacitatea furnalului, blocurile carbonice utilizate, sistemul de răcire utilizat și caracteristicile acestuia.

—Nu se justifică economic montarea unei instalații de urmărire a prezenței sursei radioactive în exteriorul furnalului.

—Marcarea cu surse radioactive a furnalelor nu dă rezultatele scontate decît atunci cînd se dispune de personal propriu de specialitate pentru efectuarea măsurătorilor de radioactivitate a fontei. Întrucît sursele radioactive utilizate au activitate mică, probele de fontă conțin urme de substanță radioactivă, de cele mai multe ori comparabile cu radioizotopii naturali existenți în fontă (radioizotopi naturali din seria uraniului și toriului), se impune existența unei aparaturi adecvate de măsură. Fluxul tehnologic de urmărire a profilului de siguranță a furnalelor din C. S. Galați este prezentat în figura 4.

—Sursele radioactive se dizolvă în două-cinci șarje care sînt omogenizate și diluate în melanjoare, astfel încît în oțelul rezultat nu s-a pus în evidență existența substanțelor radioactive utilizate la marcare.

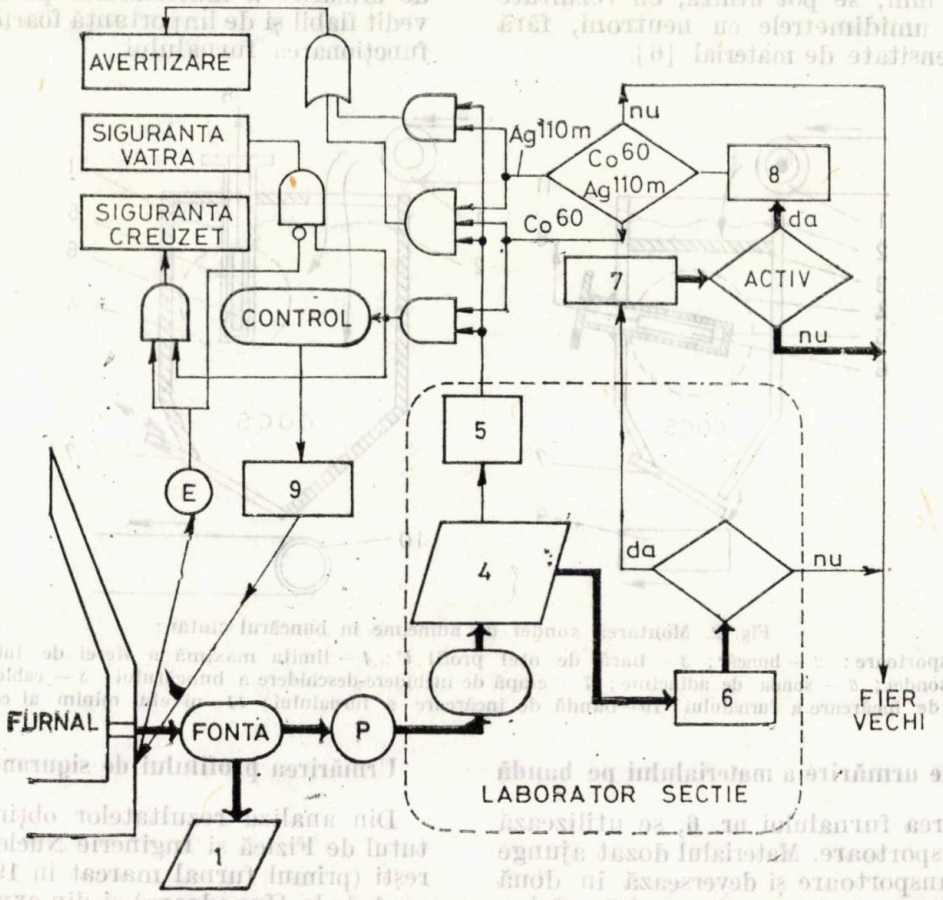


Fig. 4. Circuitul de urmărire a profilului de siguranță a furnalelor din C. S. Galați: *1* — oală pentru fontă; *2* — probă din fontă; *3* — pregătirea probei pentru analiza chimică; *4* — analiza spectrală; *5* — înregistrarea datelor chimice; *6* — analizoare monocanal; *7* — analizoare cu patru canale; *8* — analizor multicanal; *9* — aparatură mobilă de detecție

Grosimetrele nucleare

Măsurarea grosimii laminatelor și sortarea acestora se fac folosind grosimetre nucleare care utilizează metoda transmisiei gama și X. Deși la C. S. Galați există o diversitate relativ mare de grosimetre și sortatoare de bandă cu performanțe metrologice comparabile cu cele existente pe plan mondial, cercetările s-au concentrat asupra posibilităților de mărire a preciziei acestor aparate prin identificarea factorilor de influență și găsirea metodelor de diminuare a acestor factori [11]. Cercetările întreprinse au dus la realizarea primei instalații de măsurare în flux continuu a grosimii benzilor în România [12], [13].

În condițiile în care laminarea la toleranțe negative se impune pe plan mondial [14], se pune problema creșterii preciziei grosime-

trelor nucleare [15], precum și scurtarea timpului de răspuns. Surse importante de creștere a preciziei de măsurare a grosimilor revin utilizatorilor. Pe baza cercetărilor întreprinse [13] au rezultat următoarele surse :

— Înclinația laminatului față de axa fasciculului de radiație trebuie să fie menținută în

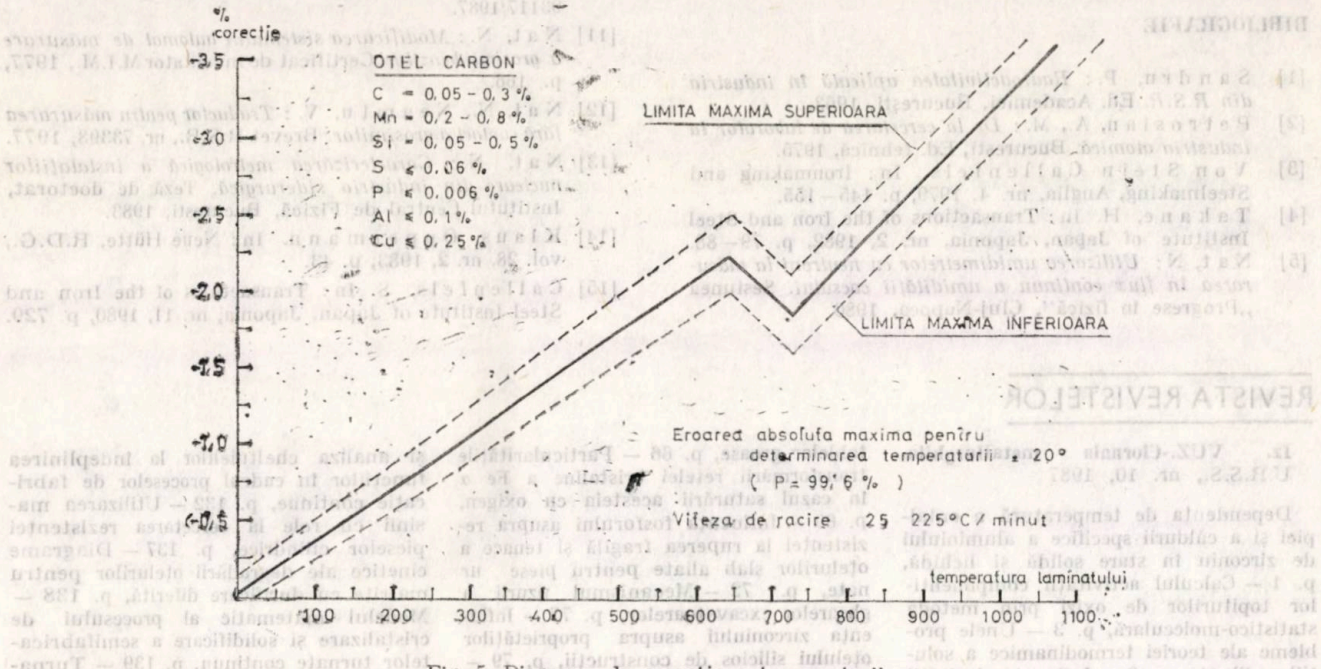


Fig. 5. Diagrama de corecție a temperaturii

limita de maximum 2% din unghiul inițial pentru ca parametrii metrologici să nu se modifice.

— Aburul, uleiul, apa, emulsia de pe suprafața laminatului introduc o eroare suplimentară maximă, de aproximativ 4% pentru energia radiației primare $E < 50$KeV ; de 3% pentru 50 KeV $\leqslant E < 70$ KeV (instalații care utilizează surse radioactive Am 241), de 2% pentru 70 KeV $\leqslant E < 90$KeV și mai mică de 1% pentru 90KeV $< E < 200$ KeV (această eroare mai mică de 0,1% — pentru instalațiile care utilizează surse de Ca 137).

— Temperatura laminatului influențează precizia măsurătorilor introducînd o eroare cuprinsă între 0 și 3% din valoarea măsurată. Se impune introducerea automată a corecției de temperatură. Această corecție depinde de temperatura laminatului, compoziția chimică, precum și de viteza de răcire a acestuia. În limita variației compoziției chimice a oțelurilor Ce = $=0,05-0,3\%$; Mn = $0,2-0,8\%$; Si = $0,05-$ $-0,5\%$; S și P mai mic de 0,06%; Al mai mic de 0,1% și Cu mai mic de 0,25%, și a vitezei de răcire 0,4—3,7°C/s, în figura 5 se prezintă o curbă de corecție care permite introducerea unei erori maxime de $\pm 0,2\%$ din mărimea măsurată dacă temperatura laminatului este determinată cu eroare absolută mai mică de $\pm$ 20°C.

— Compoziția chimică a laminatului influențează indicațiile grosimetrelor nucleare, fiind necesară introducerea unei corecții de aliaj care variază între 0 și 15% din valoarea măsurată. În cazul limitelor de compoziție chimică a unei mărci de oțel, eroarea introdusă este mai mică de $\pm 0,1\%$ pentru instalațiile nucleare care utilizează surse de Cs 137. Corecția de aliaj poate fi determinată pentru grupe de mărci de oțeluri. Gruparea oțelurilor pe grupe de corecție se face ținînd seamă de limitele de variație a coeficientului de atenuare, calculat pentru limitele maxime și minime admise pentru compoziția chimică a mărcii de oțel, raportată la coeficientul de absorbție a etalonului, și de pragul de sensibilitate a grosimetrului după relația :

$$\frac{\mu_{\text{marcă}} - \mu_{et}}{\mu_{et}} = 1,42\,(n \pm 1)\,\varepsilon \qquad (1)$$

unde $\mu_{\text{marcă}}$, μ_{et} reprezintă coeficienții liniari de atenuare pentru marcă și pentru etalon; ε — eroarea de indicație relativă a grosimetrului; n — grupa de corecție; $n\varepsilon$ — valoarea algebrică a corecției de aliaj.

Utilizarea grosimetrelor nucleare, fără corecțiile de temperatură și aliaj, compromite per-

formanțele existente în prezent) de exemplu, un grosimetru utilizat la măsurarea grosimii tablei medii și groase — 5 100 mm Fe cu o eroare maximă relativă de ± 15%, ceea ce face ca laminatul să fie relativ ușor scos din limitele admise pentru grosime). Standardele în vigoare admit pentru majoritatea produselor o toleranță de 5—10% din valoarea nominală.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sandru, P.: *Radioactivitatea aplicată în industria din R.S.R.* Ed. Academiei, București, 1963.

[2] Petrosian, A., M.: *De la cercetarea de laborator la industria atomică.* București, Ed. tehnică, 1975.

[3] Von Stein Callenfeis. In: Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 4, 1979, p. 145—155.

[4] Takane, H. In: Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 2, 1982, p. 79—88.

[5] Nat, N: *Utilizarea umidimetrelor cu neutroni la măsurarea în flux continuu a umidității cocsului.* Sesiunea „Progrese în fizică", Cluj-Napoca, 1980.

[6] Gheorghieș, C., Neamțu, V. In: Isotopen—praxis, R.D.G., nr. 8, 1977, p. 292.

[7] Erpelding, M. In: Revue de Métallurgie, Franța, nr. 7, 1969.

[8] Heblev, D., G., Kamarnikov, G., I. In: Stal, U..R.S.S., nr. 3, 1967, p. 125.

[9] Nat, N., Gheorghieș, C., Neamțu, V., Strungă, E.: In; Metalurgia, R.S.R., nr. 12, 1979, p. 576.

[10] Nat, N.: *Umidimetru digital.* Brevet R.S.R., nr. 93117/1987.

[11] Nat, N.: *Modificarea sistemului automat de măsurare a grosimii benzilor.* Certificat de inventator M.I.M., 1977, p. 166.

[12] Nat, N., Neamțu, V.: *Traductor pentru măsurarea fără contact a grosimilor.* Brevet R.S.R., nr. 73398, 1977.

[13] Nat, N.: *Caracterizarea metrologică a instalațiilor nucleare din industria siderurgică.* Teză de doctorat, Institutul Central de Fizică, București, 1983.

[14] Klaus, Oppermann. In: Neue Hütte, R.D.G., vol. 28, nr. 2, 1983, p. 43.

[15] Callenfels, S. In: Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 11, 1980, p. 729.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ.-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 10, 1987

Dependența de temperatură a entalpiei și a căldurii specifice a aluminiului de zirconiu în stare solidă și lichidă, p. 1 — Calculul activității componenților topiturilor de oxizi prin metoda statistico-moleculară, p. 3 — Unele probleme ale teoriei termodinamice a soluțiilor diluate, p. 9 — Influența durității apei asupra proprietăților electrocinetice ale componentelor de încărcătură și calitatea peletelor crude, p. 14 — Îmbunătățirea repartizării gazelor în creuzetul furnalului, p. 17 — Aprecierea caracterului rațional energetic al tehnologiei de reinsuflare a metalului în convertizoare, p. 20 — Stabilirea parametrilor raționali ai turnării oțelului prin sifon, sub amestecuri zgurifiante, p. 24 — Regimurile de agitare electromagnetică și calitatea slebiurilor turnate continuu, p. 29 — Efectele inerțiale ale lubrifierii la laminarea tablei cu frecare lichidă, p. 33 — Calculul deformațiilor elastice ale cilindrilor laminoarelor cu mai mulți cilindri, p. 36 — Calculul semifabricatelor optime și a matrițelor de rotunjit și secționat în cadrul procedeelor de presare, p. 39 — Analiza comparativă a proceselor de laminare și de tragere în filiere cu role, p. 44 — Neuniformitatea parametrilor în condiții asimetrice de deformare, p. 48 — Cercetarea rezistenței la fisurare a oțelului pentru șine cu cusătură sudată, p. 51 — Diferența de grosime a benzilor la laminarea automată, cu utilizarea sistemelor hidraulice cu reglare, p. 55 — Algoritm de stabilire a tensiunilor axiale de întindere în cazul existenței variației de temperaturi între centru și suprafața benzii, p. 60 — Durata contactului metalului cu cilindri în focarul de deformare, p. 63 — Modelul matematic al diferenței de grosime longitudinală la laminarea reversibilă a tablelor groase, p. 66 — Particularitățile transformării rețelei cristaline a Fe α în cazul saturării acesteia cu oxigen, p. 69 — Influența fosforului asupra rezistenței la ruperea fragilă și tenace a oțelurilor slab aliate pentru piese ur nate, p. 72 — Mecanismul uzurii a ghearelor excavatoarelor, p. 77 — Influența zirconiului asupra proprietăților oțelului silicios de construcții, p. 79 — Perspectivele utilizării procedeelor combinate de deformare și a tratamentului termic la formarea dirijată a structurii și proprietăților oțelului de construcții, p. 82 — Influența deformării în intervalul intercritic asupra cineticii de transformare a austenitei, structurii și proprietăților oțelului 10HSND, p. 85 — Particularitățile dezalierii oțelului rapid în cazul tratamentului termic în băi de săruri, p. 90 — Cîmpul de temperatură al epruvetei la încercarea frontală de călibilitate, p. 93 — Stabilirea înălțimii încărcăturii oarbe în cubilourile cu zonă lărgită de ardere, p. 96 — Studierea tensiunilor terrmice în cuptoarele cilindrice rotative, p. 98 — Starea de tensiune și termică a peletelor de minereu de fier în stadiul inițial de aglomerare, p. 102 — Determinarea proprietăților termofizice eficiente ale încărcăturilor în vrac, p. 105 — Caleulul încălzirii neuniforme pe înălțime și lățime a lingourilor în cuptoare adînci cu recuperare, cu arzător central, p. 111 — Metodă analitică de determinare a momentului de basculare a convertizorului de greutatea metalului lichid, p. 115 — Calculul parametrilor instalației de granulare cu talere, p. —118 Condiții de centrare a benzilor în agregateel de pregătire și finisare a laminatelor, p. 122 — Principiile de estimare a eficienței economice a soluțiilor tehnologice, p. 125 — Metoda analizei influenței factorilor asupra formării indicatorilor economici ai funcționării secției de convertizoare, p. 128 — Stabilirea și analiza cheltuielilor la îndeplinirea funcțiilor în cadrul proceselor de fabricație continue, p. 132 — Utilizarea mașinii cu role la cercetarea rezistenței pieselor cilindrice, p. 137 — Diagrame cinetice ale degradării oțelurilor pentru matrițe cu durificare diferită, p. 138 — Modelul matematic al procesului de cristalizare și solidificare a semifabricatelor turnate continuu, p. 139 — Turnarea continuă și prelucrarea combinată a metalelor la evacuarea periodică a semifabricatelor din cristalizor, pe sus, p. 140 — Influența tratamentului termic temporar al topiturii și a condițiilor cinetice de solidificare a lingourilor din oțeluri inoxidabile crom-nichel asupra caracteristicilor de structură și proprietăților tehnologice, p. 142 — Îmbunătățirea calității oțelurilor și a aliajelor cu adaosuri de bor prin optimizarea regimurilor de temperatură ale elaborării, p. 143 — Mecanismul de formare a fazei sigma și influența acesteia asupra proprietăților de exploatare ale oțelurilor crom-nichel, p. 144 — Oțel de carbon 07H3GNM Iu, p. 145 — martensitic sudabil cu conținut scăzut Aspectele metalurgice ale îmbunătățirii rezistenței la coroziune a tablei cromate, p. 147 — Cercetarea transformării incluziunilor dendritice de carbonitruri la încălzirea oțelurilor microaliate, p. 149 — Influența regimurilor de temperatură și deformare ale laminării asupra structurii fine și caracterul ruperii mărcilor de oțeluri slab aliate pentru țevi, p. 151 — Îmbunătățirea fiabilității și durabilității țevilor din oțeluri martensitice prin tratament termomecanic, p. 153 — Factorii de structură care asigură plasticitate tehnologică oțelului O8H15N5D2T la fabricarea țevilor trase la rece, p. 154 — Influența temperaturii sfîrșitului de laminare asupra proprietăților oțelurilor în rulouri 08G2SFT, p. 155.

Ing. S. Stavăr și ing. V. Năsui

Noi tipuri de lubrifianți pentru mecanisme fine

CZ : 621.292.099.6

În domeniul unsorilor lubrifiante s-au făcut puține încercări pentru lărgirea bazei de materii prime din care acestea se pot fabrica. În prezent, unsorile consistente se obțin exclusiv din săpunuri metalice dispersate în uleiuri minerale. Săpunurile metalice au la bază grăsimi animale. Ambele faze reprezintă materii prime deficitare, dar se pot obține compoziții lubrifiante cu proprietăți identice și din alte produse.

Se știe că săpunurile metalice nu pot fi dispersate perfect în uleiurile minerale, de aceea unsorile care se prepară în acest fel au diferite grade de neomogenitate, în funcție de săpunul metalic folosit. Procedeul este folosit, în mod curent, la fabricarea unsorilor consistente uzuale. Unsorile de sodiu, de exemplu, au o structură fibroasă. Eliminarea acestui dezavantaj se poate face prin înlocuirea săpunurilor metalice cu polimeri. Lubrifianții obținuți astfel au o structură bine reticulată și omogenă, pretîndu-se la ungerea unor mecanisme fine și a aparaturii AMC ; de asemenea, se pot folosi la lubrifierea unor angrenaje deschise în industrie. Ele prezintă și avantajul că, în condițiile de lucru ale unor utilaje, nu separă faza dispersă, așa cum se întîmplă cu unsorile preparate pe bază de săpunuri metalice la care, în anumite împrejurări, se produce separarea săpunului sub formă de cocoloașe, care nu prezintă proprietăți de ungere, înfundînd traseele utilajelor. Prin cercetări de laborator s-a realizat dispersarea polietilenei (măcinată fin, sub formă de pulbere) în uleiuri minerale, la anumite temperaturi, în funcție de uleiul folosit. Dispersarea s-a produs complet, amestecul formînd prin răcire o unsoare aproape 100% omogenă, care are avantajul de a nu separa faza dispersată, așa cum se întîmplă în cazul unsorilor obișnuite. Dacă celor două faze li se adaugă anumiți aditivi care le vor conferi proprietăți superioare, se pot obține diverse tipuri de unsori lubrifiante.

Unsoare pentru aparate și mecanisme fine (Brevet nr. 86330/30.03.1985). Este cunoscută folosirea pentru ungerea aparatelor și a mecanismelor fine a unor săpunuri metalice, în special de litiu, care prezintă dezavantajul că sînt neeconomice și nu pot asigura ungerea pentru un timp îndelungat.

Unsoarea lubrifiantă realizată conform invenției înlătură aceste dezavantaje, deoarece este constituită din : 87% (în greutate) ulei de vaselină tehnic ; 7% (în greutate) polietilenă ; 5% (în greutate) dialchilditiofosfat de zinc și 1% (în greutate) colofoniu.

Pentru obținerea unsorii se procedează în modul următor :

Într-un recipient metalic emailat, de cca 10—20 kg capacitate, se adaugă 8,7 l ulei de vaselină tehnic și se încălzește pe o plită pînă la temperatura de 120—130°C. Se adaugă apoi, agitînd, 700 g praf fin măcinat de polietilenă, pînă la completa dispersare în ulei, după care se adaugă 100 g praf de colofoniu. Conținutul recipientului se răcește, amestecînd pînă la 60°C și se adaugă 0,5 l dialchilditiofosfat de zinc. Amestecul se lasă să se răcească la temperatura mediului ambiant.

Se obține o unsoare cu următoarele caracteristici de bază : aspect : filant-onctuos ; culoare : galben-portocaliu ; punct de picurare : 94°C ; penetrație : 310—325 mm/10 ; cenușă : 0,01% ; alcalii libere : lipsă ; impurități mecanice : lipsă ; apă : lipsă ; rezistența la apă : impermeabilă.

Unsoarea asigură ungerea mecanismelor și aparatelor fine timp îndelungat, chiar în medii umede și corosive, prezentînd totodată un cost relativ scăzut față de unsorile similare pentru mecanisme fine.

Unsoare pentru angrenaje deschise. Prin aplicarea invenției cu nr. 91272/25.08.1985 se obțin unsori folosite la angrenajele deschise, nefiind necesară o etanșare deosebită a utilajelor, întrucît sînt aderente la suprafețele metalice.

În prezent, ungerea angrenajelor industriale se realizează cu uleiuri minerale. Acestea prezintă dezavantajul că, fiind produse lichide, se pierd prin neetanșeități. De aceea, este necesară completarea ori înlocuirea lor, ceea ce duce la consumuri mari de lubrifianți, la o ungere necorespunzătoare, la personal numeros și la alte neajunsuri. Unsoarea realizată înlătură aceste dezavantaje atît prin compoziția ei, cît și prin modul de preparare.

Se prezintă, în continuare, un exemplu de aplicare a invenției pentru șarje de 100 kg unsoare.

Într-o autoclavă prevăzută cu manta de încălzire cu abur și agitator se pune o cantitate de 85 kg ulei neparafinos, aditivat pentru presiune maximă, antioxidant, anticorosiv, antirugină și antispumant ; de exemplu, uleiul pentru transmisii industriale TIN 55 EP se încălzește la 120—130°C, apoi se agită, adăugîndu-se încet 9 kg polietilenă sub formă de praf fin măcinat ; se adaugă 1 kg colofoniu pînă la completa dispersare în ulei. După aceasta, se

întrerupe încălzirea dar nu și agitarea, lăsînd amestecul să se răcească pînă la 50—60°C, cînd se mai adaugă 3 kg dialchilditiofosfat de zinc (aditiv antiuzură) și 2 kg ulei de ricin. Răcirea amestecului se face forțat, introducînd apă rece prin mantaua autoclavei. Se obține, în final, o unsoare omogenă, cu aspect neted, onctuos, filantă și aptă pentru ungerea mecanismelor de transmisii industriale, a angrenajelor reductoarelor sau a transmisiilor melcate etc., cu următoarele caracteristici fizico-chimice: aspect: onctuos-omogen; punct de picurare: 102°C; penetrație: 300 zecimi de mm; cenușă: lipsă; alcalii libere: 0,02 mg KOH/litru; apă: lipsă; culoare: maronie; și cu următoarea compoziție: 85% (în greutate) ulei mineral, neparafinos, pentru presiune maximă, antioxidant, anticorosiv, antirugină și antispumant; 9% (în greutate) polietilenă sub formă de praf fin măcinat; 1% (în greutate) colofoniu; 3% (în greutate) dialchilditiofosfat de zinc; 2% ulei de ricin.

Unsoarea realizată prezintă următoarele avantaje:

— poate asigura lubrifierea unor angrenaje industriale, în condiții mai bune și mai economice decît uleiurile minerale;

— nu necesită condiții de etanșare a utilajelor, fiind aderentă la suprafețe metalice.

Avantajele cele mai mari se obțin la ungerea reductoarelor utilizate în siderurgie, acolo unde condițiile de mediu (temperaturile și presiunile ridicate, vibrațiile, contaminarea cu apă și praf) nu permit etanșări, iar acolo unde acestea se fac, sînt foarte costisitoare. Aceste etanșări nu mai sînt necesare atunci cînd se utilizează unsoarea conform brevetului de invenție.

Comparativ cu uleiurile minerale (care se utilizează în prezent la lubrifierea reductoarelor), unsorile au o mai mare rezistență la apă și medii corosive, la încărcări mari, la variații și creșteri de temperaturi, presiuni, la contaminare cu praf industrial, apă, medii corosive etc.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 5, 1988

Încercări asupra atmosferei de gaze calde de la cuptoarele industriale și instalațiile de ardere, p. 197 — Restructurarea economiei de energie și noile instalații de recuperare a energiei în localitatea Dillingen, p. 203 — Experiența cu precipitarea incluziunilor la filtrarea șarjelor de oțel, p. 211 — Substanțe alcaline din minereul de fier și posibilitățile de influențare a acestora, p. 220—Utilizarea unui micro-supercalculator în scopul optimizării proceselor de deformare și utilizării materialelor, p. 225.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 6, 1988

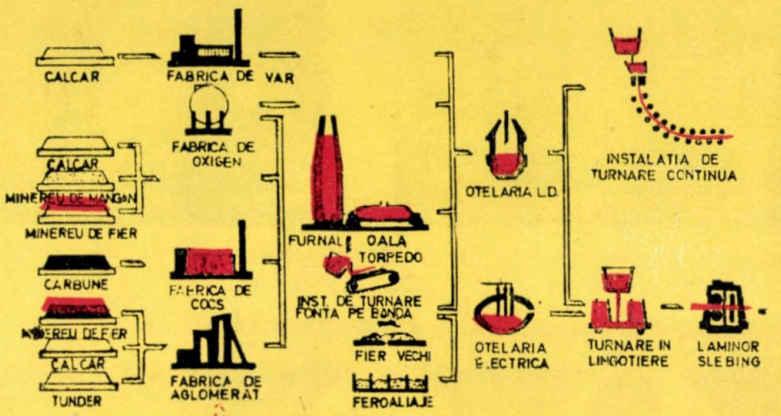
Optimizarea utilizării vehiculelor de transport în uzinele siderurgice, cu ajutorul automatizării, p. 243 — Sistem de semnalizare și diagnosticare aplicat la instalațiile industriale, p. 247 — Modernizarea laminorului pentru benzi mijlocii al firmei Hoesch Hohenlimburg Ag, p. 357 — O nouă etapă de modernizare a laminorului de bandă lată la rece din oțelăriile Peine-Salzgitter AG, p. 267 — Laminorul pentru profiluri mijlocii în viitor, p. 275 — Oțelăria electrică a firmei Thyssen Stahl AG din localitate Obefhausen și dezvoltarea acesteia din 1979 pînă în 1987, p. 81.

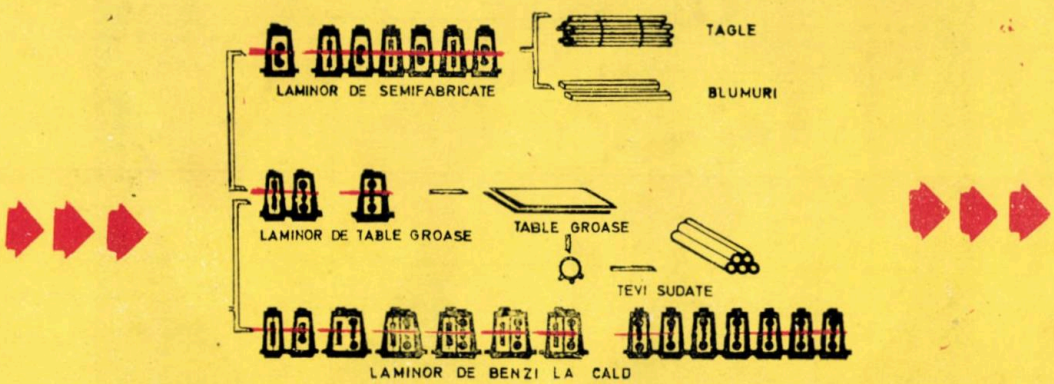
Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 7, 1988

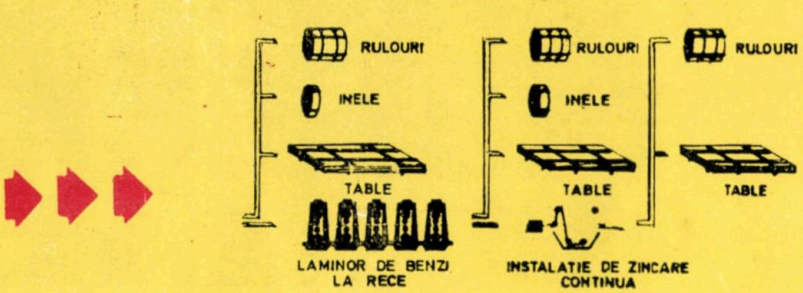
Modernizarea laminoarelor de bandă la cald, p. 305 — Laminarea la rece a tablei subțiri de format mare din materialele speciale, la o cajă reversibilă cu șase cilindri, 315 — Calcularea comportării la oscilații a laminoarelor tandem de viteză mare, p. 323—Aplicarea unui sistem de măsurare a dimensiunilor, la laminoarele de sîrmă în profiluri ușoare, p. 329—Corelație dintre caracteristicile de mecanica ruperii și apectul suprafeței de rupere, la oțelurile TM din bandă lată la cald, p. 33 — Stadiul reducerii directe a minereului de fier, p. 339.

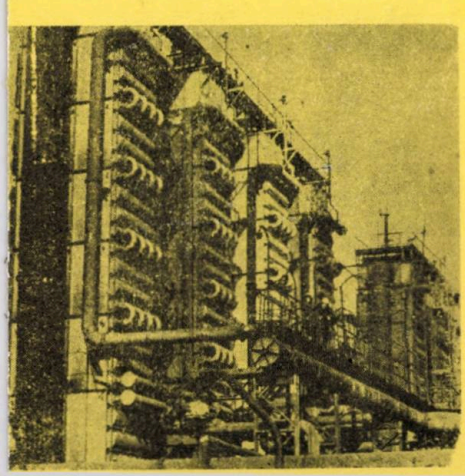
FLUXUL TEHNOLOGIC

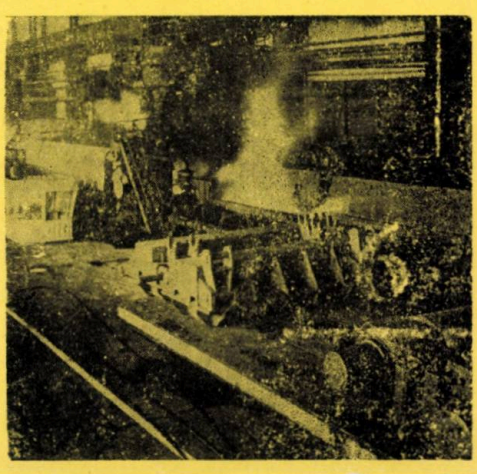
COMBINATUL SIDERURGIC GALAȚI
CSG
ROMANIA



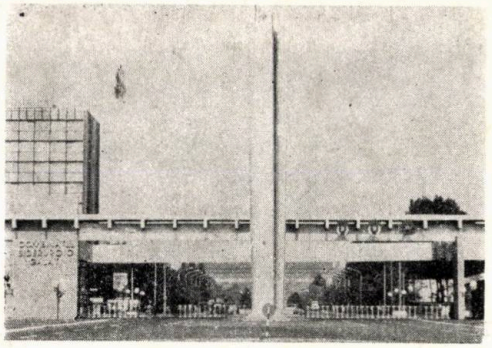


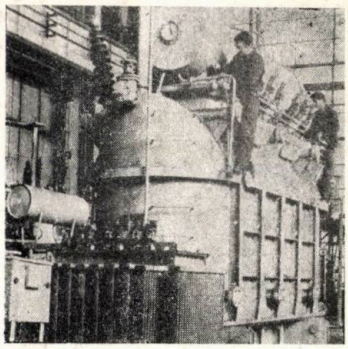




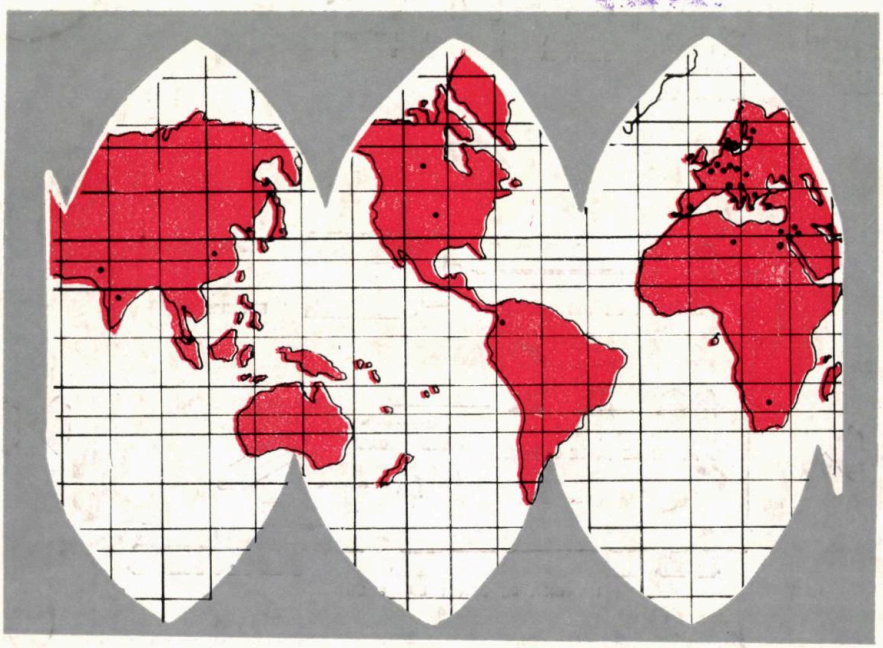


COMBINATUL SIDERURGIC GALAŢI





BIBL. 1969

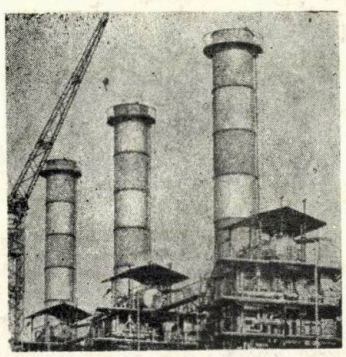


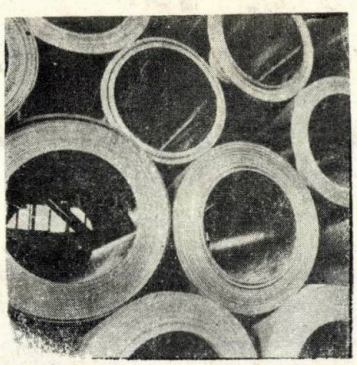
1969 MAR

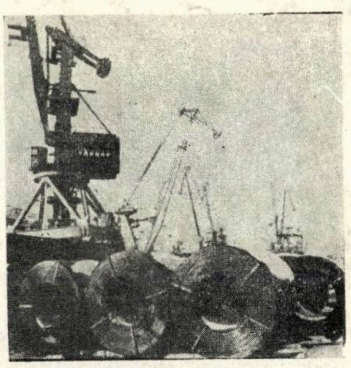
C.S.G. exportă produsele sale în 39 de ţări.

Dotat cu unităţi de producţie moderne, realizează o gamă largă de produse, de înalt nivel tehnic şi calitativ, competitive pe plan mondial.

În prezent, C.S.G. produce tablă groasă, benzi şi table laminate la cald şi benzi şi table laminate la rece, din peste 400 de mărci de oţeluri, după standardele româneşti şi străine, agreate şi de registrele navale internaţionale.







E 3280

KOH

METALURGIA

Referativă

R 1988 OKT 03

7

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XL • NR. 7 • IULIE 1988

INTREPRINDEREA PRODUCE:

CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr.3
Telefon 32047
Telex 31364

- MATERIALE ELECTROCARBUNOASE

(de diferite sortotipuri)

- ELECTROZI SIDERURGICI
- ELECTROZI DE CRAITUIRE
- ELECTROZI DE BATERII

EXPORTATOR:

electroexportimport

BUCURESTI
Calea Victoriei nr.216
Telefon: 502870 Telex: 11388

METALURGIA

Anul 40 Nr. 7 Iulie 1988

CUPRINS

Petrescu, N., Ganovici, Lucia și Panaitescu, Cornelia: **Cercetări asupra proprietăților cocsului destinat furnalului pentru obținerea plumbului și zincului** . . 329

Velisar, Anica, Szabo, A. și Pîslaru, I.: **Contribuții la sinterizarea aluminei calcinate în vederea obținerii unor semifabricate aluminoase** 335

Mărculescu, I., Popescu, T., Popa, S., Cicort, D., Bekeși, M. și Socaciu, P.: **Plăci termoizolatoare pentru maselotare** 339

Iorga, Gh.: **Oțeluri rapide economice aliate** 343

Iancu, D.: **Structura și proprietățile straturilor nitrurate** 349

Constantinescu, Sara, Anton, Doina și Nicolae, P.: **Defecte de structură ale aliajelor sinterizate WC—Co** 353

Crăciun, D.: **Considerații practice asupra deformațiilor care apar la tratamentele termice și termochimice** 356

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D., Călin, Mariana, Radu, I. și Morcan, Gh. L.: **Sisteme de aliaje utilizate ca aliaje antifricțiune pentru cuzineți** 364

Boeru, Tatiana, Herman, B., Marcu, P. și Crihană, M.: **Particularități privind turnarea cuprului în piese pentru industria electrotehnică** 368

Ripoșan, I., Chișamera, M., Mitrofan, A. și Decean, V.: **Modificarea fontei în bazinul formei cu modificatori grafitizanți pastile — o soluție eficientă și economică** 374

REVISTA REVISTELOR 338, 342, 348, 373

COLEGIUL DE REDACȚIE

MARIN ENACHE, DAN DULAMĂ, COSTACHE TROTUȘ, NECULAI AGACHI, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, ION DRĂGAN, MIRCEA DRĂGULIN, TITI DULĂMIȚĂ, SABIN FAUR, ALEXANDRU FLOREA, SUZANA GÂDEA, CONSTANTIN GIOGU, CONSTANTIN IONESCU, EMIL IONESCU, PETRE MARCU, MIHAI NICA, MIHAI NICULESCU, FLOREA OPREA, IULIU OVESEA, ONOFREI PARASCAN, CORNELIU RIZESCU, BUJOR ROȘCA, MARIA SAVU, ION SUCIU, LAURENȚIE SOFRONI, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU

Președintele colegiului de redacție :
prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor : ELENA PÎRVU
Tehnoredactor : MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. Informația c. 2234

CONTENTS

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONT ÉS KÖNYVTÁR 1883

DC : 669.162.16 : 669.4

Petrescu, N., Ganovici, Lucia and *Panaitescu, Cornelia* : **Researches on the properties of coke for blast furnace with a view to obtaining lead and zirconium**

The paper presents a comparative study of coke quality for the iron and steel and non-ferrous industries.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 329—334

DC : 666.764.3

Velisar, Anica, Szabo, A. and *Pîslaru, I.* : **Contributions to baked alumina sintering with a view to obtaining aluminous semifinished products**

The paper presents the researches carried out with a view to obtaining high density and low porosity sintered alumina, with characteristic crystalline structure, using curent technical baked alumina as raw material.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 335—338

DC : 621.746.4

Mărculescu, I., Popescu, T., Popa, S., Cicort, D., Bekeşi, M. and *Socaciu, P.* : **Thermoinsulating plates for shrinkage**

The paper presents the technological conditions of obtaipning a new type of antishrinkage material (light thermoinsulating plates) with a lower density than 0,9 g/cm^3, highlighting the factors which contribute to the shrinkage phenomenon. Furthermore, the authors present the advantages of the use of the new type of thermoinsulating plates and their role in the manufacturing and use of this material in the killed steel.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 339—342

DC : 669.14.018.252.3

Iorga, Gh. : **Economically alloyed rapid steel**

In the field of rapid steels for tools, attention is given to developing new steel grades which are advantageously alloyed and to improving manufacturing technologies.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 343—348

DC : 621.785.53

Iancu, D. : **The structure and properties of nitriding layers**

The paper presents the general structure of the nitriding layer on iron, carbon steel and alloy steel. In the particular case of the layer obtained by ionic nitriding process the author shows the specific effect of this nitriding process on the layer structure.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 349—358

DC : 669.018 ; 662.785

Constantinescu, Sara, Anton, Doina, and *Nicolae, P.* : **Structure defects of WC—CO sintered alloys**

By the electron microscope analysis, the authors point out certain structure defects existing in the WC—Co sintered alloy, when using certain raw materials with chemical composition and granulation nonhomogeneities.

The authors point out network defects (baling dislocations and defects) ; by electron diffraction the authors identify the crystalline phases existing in the alloy.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 353—355

DC : 621.785.019

Crăciun, D. : **Practical considerations on the deformations which occur during heat and thermochemical treatments**

The paper discusses the errors which lead to deviations from the tolerances allowed at deformation and establishes a comparative analysis on the adoption of certain technologies which allow the manufacturing of products with dimensions included in the imposed tolerances.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 356—363

DC : 621.893

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D., Călin, Mariana, Radu, I. and *Morcan, Gh. L.* : **Alloy systems used as antifriction alloys for bushes**

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 364—367

DC : 546.56—121 ;621.3

Boeru, Tatiana, Herman, B., Marcu, P. and *Crihană, M.* : **The specific characteristics of copper casting process in castings for the electric industry**

The casting which are necessary in the electric industry are made of electrolytical copper (CuE—99,95 K) quality with a high thermal and electric conductibility and a good corrosion strength in different media.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 368—373

DC : 669.131.7

Ripoşan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A., Decean, V. and *Luca, V.* : **Cast iron modification in mould with tablet graphitizing modifiers. An efficient and advantageous solution**

The use of tablet graphitizing modifiers with a melting range of 1240—1270°C in mould tank has lead to the manufacturing of gray cast iron castings for machine tools and of carbideless nodular cast iron castings with 3—5 mm thickness and with high mechanical characteristics for 50—100 mm thickness.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 374—380

INHALT

DK : 669.162.16 : 669.4

Petrescu, N., Ganovici, Lucia und *Panaitescu, Cornelia* : **Erforschungen zu den Eigenschaften des Kokses, das im Hochofen bei der Kupfer- und Zinkherstellung eingesetzt wird**

In der Arbeit wird eine Untersuchung angesichts der Qualität des Kokses, das in der Hüttenindustrie und in der Nichteisenindustrie (I.S.P.-Hochofen) eingesetzt wird, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 329—334

DK : 666.764.3

Velisar, Anica, Szabo, A. und *Pislaru, I.* : **Beiträge zum Sintern kalzinierter Tonerde, zwecks der Erzielung von Tonerdehalbzeugen**

In der vorliegenden Arbeit werden die Erforschungen, die zwecks der Erhaltung eines gesinterten Tonerdetyps das eine grosse Dichte und eine verminderte Porosität sowie eine charakteristische kristalline Struktur aufweisen, indem als Rohstoff kalzinierte, technische Tonerde aus dem Herstellungsprozess verwendet wird, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 335—338

DK : 621.746.4

Măreulescu, I., Popescu, T., Popa, S., Cicort, D., Bekeşi, M. und *Socaciu, P.* : **Wärmeisolierplatten für Giessköpfe**

In der Arbeit werden die verfahrenstechnischen Bedingungen für die Erhaltung eines neuen Werkstofftyps dargestellt, mit dessen Hilfe die Gestaltung von Lunkern (leichte Wärmeisolierplatten) vermieden werden kann ; die eine kleinere Dichte als 0,9 g/cm^3 aufweisen, dargestellt. Es werden die Faktoren die beim Auftreten von Lunkern beitragen, hervorgehoben.

Es werden gleichfalls die Vorteile der Nutzung des neuen Wärmeisolierplattentyps dargestellt, sowie die Rolle die die Herstellung und der Einsatz des o.g. Werkstoffs im Falle des beruhigten Stahls spielen, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 339—342

DK : 669.14.018.252.3

Iorga, Gh. : **Wirtschaftlich legierte Schnellarbeitsstähle**

Im Bereich der Werkzeugschnellarbeitsstähle sind folgende Zielsetzungen am wichtigsten : die Herstellung einiger neuen wirtschaftlich legierte Stahlmarken und die Verbesserung der bestehenden Verfahren.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 343—348

DK : 621.785.53

Iancu, D. : **Gefüge und Eigenschaften der stickstoffhärtenden Schichten**

In der vorliegenden Arbeit wird auf die Gesamtkonstruktion der stickstoffhärtenden Schichten auf Eisenoberflächen, Kohlenstoffstahl und legierten Stahl hingewiesen. Betreffend die Schichten die durch ionische Stickstoffhärtung erzielt wurden, wird die spezifische Einwirkung des o.g. Stickstoffhärtungsverfahrens auf die Schichtzusammensetzung angeführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 349—352

DK : 669.018 : 622.785

Constantinescu. Sara, Anton, Doina und *Nicolae. P.* : **Fehlordnungen der gesinterten Legierungen**

Mittels der Elektronenmikroskopanalyse wurde die Hervorhebung einiger in der gesinterten WC—CO— Legierung vorhandenen Fehlordnungen, bedingt vom Einsatz einiger Rohstoffe mit chemischen Zusammensetzungs-und Körnigkeitsungleichförmigkeiten verfolgt.

Es wurden einige Netzfehlern (z.B. Verdrängungen und Verpackungsfehlern) hervorgehoben und durch elektronische Diffraktion einige in der betreff. Legierung vorhandenen Kristallphasen identifiziert.

Metalurgia 40 (1988). nr. 7, p. 353—355

DK : 621.785.049

Crăciun, D: **Betrachtungen zu den Formänderungen die während den wärme-und wärmechemischen Behandlungen auftreten**

In der vorliegenden Arbeit werden die Fehlern die zu Abweichungen von den zugelassenen Formänderungstoleranzen führten, erörtert. Es wird gleichfalls eine Analyse der Anwendung einer Verfahrenstechnik die die Herstellung einiger Produkte mit den vorgeschriebenen Abmessungen gestattet, durchgeführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 356—363

DK : 612.893

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D., Călin, Mariana, Radu, I. und *Morcan, Gh. L.* : **Legierungssysteme die als Lagerlegierungen für Lagern eingesetzt werden**

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 364—367

DK : 546.56—121 : 621.3

Boeru, Tatiana, Herman, B., Marcu, P. und *Crihană, M.* : **Spezifische Eigenschaften des Giessens des Kupfers in Werkstücke die in der Elektrotechnik Anwendung finden**

Für die Herstellung von Gussstücken die in der Elektrotechnik verwendet werden, wird das Elektrolytkupfer (Cu E-Qualität 99, 95 K), das eine hohe Wärme-und elektrische Leitfähigkeit und eine höhere Korrosionsbeständigkeit in verschiedenen Medien aufweist, angewandt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 368—373

DK : 669.131.7

Ripoşan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A., Decean, V. und *Luca, V.* : **Veränderung des Roheisens im Formbecken, mit Tabletten-Graphitierungsmitteln (MGP). Ein wirksames und wirtschaftliches Verfahren**

Der Einsatz im Giessformbecken eines graphitierenden Impfstoffs unter der Form von Tabletten (MGP), bei einer Schmelztemperatur von 1240°—1270°C hat zur Herstellung einiger Graueisenwerkstücke für Werkzeugmaschinen und einiger Kugelgraphitwerkstücke ohne Karbid, mit Dicken zwischen 3—5 mm, und guten mechanischen Eigenschaften mit Dicken von 50—100 mm, geführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 374—380

SOMMAIRE

CD : 669.162.16 : 669.4

Petrescu, N., Ganovici, Lucia et *Panaitescu, Cornelia* : **L'analyse des propriétés du coke de haut fourneau utilisé à l'obtention du plomb et du zinc**

L'article présente une étude comparative sur la qualité du coke utilisé dans la sidérurgie et dans la métallurgie des métaux non-ferreux.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 329—334

CD : 666.764.3

Velisar, Anica, Szabo, A. et *Pîslaru, I.* : **Contributions à la sintérisation de l'alumine calcinée pour les demi-produits alumineux**

L'article présente les recherches effectuées pour la fabrication de l'alumine sintérisée à densité élevée et à porosité réduite, à structure cristalline caractéristique, en utilisant l'alumine calcinée comme matière première courante.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 335—338

CD : 621.746.4

Mărculescu, I., Popescu, T., Popa, S., Cicort, D., Bekeşi, M. et *Socaciu, P.* : **Plaques thermoisolantes pour masselottes**

Les auteurs présentent les conditions technologiques d'obtention d'un nouveau type de matériel antiretassure (plaques thermoisolantes légères)] à densité de 0,9 g/cm³, tout en soulignant les facteurs qui provoquent l'apparition des retassures. On présente également les avantages de 'utilisation du nouveau type de plaque thermoisolante et son lôle dans l'économie d'acier calmé.

r

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 339—342

CD : 669.14.018.252.3

Iorga, Gh. : **Aciers rapides alliés**

Les principales préoccupations dans le domaine des aciers rapides pour outils sont orientées vers l'obtention de nouveaux types d'aciers alliés d'une manière économique, de même que vers le perfectionnement des technologies de fabrication.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 343—348

CD : 621.785.53

Iancu, D. : **La structure et les propriétés des couches nitrurées**

L'article présente la structure de la couche nitrurée sur le fer, sur les aciers au carbon et sur l'acier allié. Dans le cas de la couche obtenue par nitruration ionique, on présente l'effet spécifique du processus de nitruration sur la structure de la couche.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 349—352

CD : 669.018 : 622.785

Constantinescu, Sara, Anton, Doina et *Nicolae, P.* : **Défauts de structure des alliages sinterisés WC—Co**

Les défauts de structure des alliages sintérisés WC—Co sont analysé à l'aide du microscope électronique dans les conditions de l'utilisation de certaines matières premières à composition chimique et à granulation non-homogènes.

Les auteurs ont mis en évidence des défauts de réseau (dislocations et défauts d'empaquetage) ; par diffraction électronique on a identifié les phases cristallines qui existent dans les alliages.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 353—355

CD : 621.785.019

Crăciun, D. : **Considérations pratiques sur les déformations qui apparaissent aux traitements thermiques et thermochimiques**

L'auteur analyse les erreurs qui provoquent des écarts par rapport aux tolérances admises à la déformation et compare les technologies qui ont permis l'obtention de certains produits aux dimensions comprises dans les tolérances imposées.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 356—363

CD : 621.893

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D., Călin, Mariana Radu, I. et *Morcan, Gh. L.* : **Systèmes d'alliages utilisés en tant qu'alliages antifriction pour coussinets**

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 364—367

CD : 546.56—121 :621.3

Boeru, Tatiana, Herman, B., Marcu, P. et *Crihană, M.* : **Particularités de la coulée du cuivre en pièces pour l'industrie électrotechnique**

Pour l'obtention des pièces coulées nécessaires à l'industrie électrotechnique, on utilise le cuivre électrolytique (CuE-qualité 99,95 K) à haute conductivité thermique et électrique et à haute résistance à la corrosion en milieux différents.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 368—373

CD : 669.131.7

Ripoşan, I., Chişamera, M., Mitrofan, A., Decean, V. et *Luca V.* : **La modification de la fonte dans le bassin de la forme à l'aide des modificateurs graphitisants sous forme de tablettes. (Une solution efficace et économique)**

Par l'utilisation dans le bassin des moules d'un modificateur graphitisant sous forme de tablettes (l'intervalle de température du modificateur est située entre 1240 et 1270 °C), on a obtenu des pièces en fonte grise pour machines-outils et des pièces en fonte à graphite nodulaire (sans carbures, pour épaisseurs de 3—5 mm et à caractéristiques mécaniques élevées, pour épaisseurs de 50—100 mm).

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 374—380

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.162.16: 669.4

Петреску, И., Гановичь, Лучия и Панаитеску, Корнелия: **Исследования по свойствам кокса, предназначенного доменной печи при получении свинца и цинка**

В работе представлено сравнительное исследование по качеству кокса, предназначенному черной и цветной металлургии (доменная печь ИСП).

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 329—334

ДК: 666.764.3

Велисар, Аника, Сабо, А. и Пыслару, И.: **Соображения по спеканию обожженного глинозема для получения глиноземистых заготовок**

В работе представлены проведенные исследования по получению спеченного глинозема с большой плотностью и повышенной пористостью, с характерной кристаллической структурой, используя как сырье обожженный технический глинозем из текущего производства.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 335—338

ДК: 621.746.4

Мэркулеску, И., Попеску, Т. Попа, С. Чикорт, Д. Бекеши, М. и Сокачю, П.: **Термоизолационные плиты для изготовления прибыли**

Представлены технологические условия получения нового типа материала противораковина (легкие термоизолационные плиты) с плотностью меньше 0,9 г/см³.

Представлены также преимущества использования нового типа термоизолирущей плиты и место, занимающее производство и применение этого материала в экономии спокойной стали.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 339—342

ДК: 669.14.018.252.3

Иорга, Г.: **Быстрорежущие стали экономически легированных**

В области быстрорежущих сталей для инструментов основные работы направлены на создание новых марок сталей экономически легированных, а также и на улучшение технологии производства.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 343—348

ДК: 621.785.53

Янку, Д.: **Структура и свойства нитрированных слоев**

Работа представляет общее строение нитрированного слоя на железе углеродистой стали и легированной стали. В частном случае полученного слоя ионным нитрированием представлен специфический эффект этого способа нитрирования на строение слоя.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 349—352

ДК: 669.018: 622.785

Константинеску, Сара, Антон, Дойна и *Николае, П.:* **Структурные дефекты спеченных сплавов WC-Co**

Анализом электронным микроскопом преследуется выявление структурных дефектов в спеченных сплавов WC—Co, при использовании сырья с неоднородностью химического состава и зернистости.

Выявлены дефекты решетки (дислокации и дефекты упаковки), а электронной дифракцией опознаны кристаллические фазы в сплаве.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 353—355

ДК: 621.785.019

Крэчюн, Д.: **Практические соображения по деформациям, появляющиеся при термической и темрохимической обработках**

В работе исследованы погрешности, ведущие к отклонениям от допусков при деформации и осуществляется сравнительный анализ по принятию технологии, позволяющая получение изделий с размерами, включенных в заставляемые допуски.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 356—363

ДК: 621.893

Петреску Мария, Исак Михаела, Божин, Д., Кэлин, Марияна, Раду, И. и Моркан Г. Л.: **Системы сплавов, используемые как антифрикционые сплавы для вкладышей**

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 364—367

ДК: 546.56-121: 621.3

Богру. Татьяна, Херман, В., Марку, Г. и *Криханэ, М.:* **Особенности относительно разливки меди в детали для электротехнической промышленности**

Для получения отлитых деталей для электротехнической промышленности используется электролитическая медь (CuE-качество 99,95 К) высокой теплопроводностью и электропроводностью и хорошей коррозионной стойкостью в различных средах.

Metalurgia 40 (1988), nr. 3, p.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p. 368—373

ДК: 669.131.7

Рипошан, И., Кишамера М., Митрофан А., Дечеан, В. и Лука, В.: **Изменение чугуна в ванне формы с графитизирующими модификаторами плитки (MGP). Эффективное и экономичное решение**

Применение в ванне литейных форм графитизирующего модификатора в виде пластинок (МГР) с интервалом плавки от 1240 до 1270 °С привело к получению деталей из серого чугуна для станков и изделий, из чугуна с шаровидным графитом без карбидов толщиной 3—5 мм и с повышенными механическими характеристиками при толщинах 50—100 мм.

Metalurgia 40 (1988), nr. 7, p 374—380

METALURGIA 7 1988

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA

Prof. dr. ing. N. Petrescu*,
dr. fiz. Lucia Ganovici **
şi dr. ing. Cornelia Panaitescu*

Cercetări asupra proprietăţilor cocsului destinat furnalului pentru obţinerea plumbului şi zincului

CZ : 669.162.16 : 669.4

Buna funcţionare şi productivitate a furnalelor pentru zinc şi plumb sînt determinate, în mare măsură, de calitatea cocsului folosit.

Calitatea cocsului este apreciată după proprietăţile sale fizice, chimice şi structurale, caracterizate de o serie de parametri cum sînt: dimensiunea şi rezistenţa mecanică a cocsului, porozitatea, conţinutul de cenuşă, substanţele volatile şi sulful, umiditatea, reactivitatea chimică, natura şi repartiţia constituenţilor [1], [2].

Pînă nu de mult, principalii parametri după care se aprecia calitatea cocsului erau compoziţia chimică, granulometria cocsului şi rezistenţa sa. În prezent, se cunoaşte importanţa capacităţii de reacţie a cocsului cu gazele din furnal şi de modificare a sa în timpul arderii, urmărindu-se explicarea comportării cocsului prin structura şi natura constituenţilor săi [3], [5]. Metodele pentru determinarea acestor proprietăţi sînt diferite între ele iar rezultatele sînt greu de corelat.

Autorii şi-au propus să studieze unele sorturi de cocs utilizate la I.M.M.N. Copşa Mică şi adoptarea unor criterii de apreciere a calităţii cocsului folosit în R.S.R. pentru repartizarea sa cît mai judicioasă între sectorul siderurgic şi metalurgia neferoasă.

Consideraţii privind calitatea cocsului destinat furnalului pentru obţinerea plumbului şi zincului

Un cocs metalurgic de bună calitate, utilizat în furnalele I. S. P. (Imperial Smelting Process) pentru zinc şi plumb, ar trebui să aibă parametri fizici şi chimici care să se încadreze în limitele prevăzute în tabelul 1.

Umiditatea cocsului trebuie să fie sub 5% întrucît folosirea unui cocs cu umiditate prea mare creează dificultăţi instalaţiei de preîncălzire prin creşterea consumului de combustibil.

Pe de altă parte, conţinutul de apă din furnal face posibilă reoxidarea zincului metalic.

Tabelul 1

Analiza tipică a unui cocs de bună calitate pentru furnalul I.S.P.

Umiditate <5%	Dimensiunea 60 — 80 mm, 90%
Cenuşă <10%	Proba Micum:
Volatile <1%	M_{40} <70%
Sulf <1%	M_{10} <10%

Reactivitatea faţă de CO_2:
— reactivitatea standard — $R_{CO_2} = 0{,}100$ cm³/g·s;
— raport Nantgarw — $RN = 1{,}0$

Conţinutul de cenuşă din cocs trebuie să fie sub 10%. Este cunoscut că în procesul I.S.P. raportul CaO/SiO_2 trebuie să fie menţinut în limitele 1,0—1,4. Dacă o tonă de cenuşă conţine ~40% SiO_2, sînt necesare ~0,5 t CaO pentru producerea a 1,5 t zgură, ceea ce înseamnă un consum de carbon de ~0,22 t pentru topirea zgurei care antrenează cu ea ~0,1 t zinc din furnal. Este evident că un conţinut mare de cenuşă înseamnă o cantitate adiţională de steril în şarjă, care trebuie să fie procesat.

Materiile volatile trebuie să fie sub 1%, întrucît un conţinut ridicat de volatile duce la creşterea consumurilor energetice la preîncălzitoare.

Conţinutul de sulf trebuie, de asemenea, să fie cît mai scăzut. Deoarece aglomeratul Zn—Pb se obţine din minereuri sulfuroase, acesta conţine inevitabil o mică cantitate de sulf, impunînd o valoare cît mai scăzută a sulfului din cocsul metalurgic. O cantitate de sulf prea mare în furnal duce la formarea unor topituri de sulfuri şi la creşterea volatilităţii plumbului. Pe de altă parte, dacă aglomeratul conţine mult cupru, prezenţa sulfului în şarjă duce la formarea matei cuproase, cu consecinţe nefavorabile asupra funcţionării furnalului.

* Institutul Politehnic Bucureşti
** C.C.F. ICECHIM

Granulometria optimă a cocsului metalurgic necesar furnalelor I.S.P. este de 60—80 mm, cu o dimensiune medie de 48 mm. Acest domeniu a fost ales compatibil cu dimensiunile aglomeratului (20—100 mm). Încercările efectuate cu cocs de dimensiuni mai mari, 50—100 mm, cu o valoare medie de 68 mm, au dus la modificarea distribuției gazelor în furnal, însoțită de antrenarea particulelor de către gazele din furnal.

Se recomandă în general, pentru furnalul I.S.P., folosirea unui cocs cu dimensiuni situate într-un domeniu restrîns care să nu conțină mărunt.

Cocsul mărunt reacționează cu CO_2 mai mult decît bulgării de cocs cu dimensiuni mai mari. Această reacție endotermă este însoțită de o scădere a temperaturii care favorizează reacția de reoxidare a vaporilor de zinc la partea superioară a furnalului. Totodată, o cantitate mare de cocs mărunt la încărcare are efecte defavorabile și asupra permeabilității șarjei și a circulației gazelor în furnal.

Cocsul folosit în furnalele pentru zinc și plumb trebuie să aibă o rezistență mecanică mare. Testele de rezistență efectuate pe toba Micum caracterizează proprietățile cocsului prin indicii de abraziune: M_{10} (fracțiunea de cocs < 10 mm după 100 ture la tobă); M_{40} (fracțiunea de cocs > 40 mm după 100 ture) și I_{10} (fracțiunea de cocs < 10 mm după 500 ture la tobă).

În laborator, rezistența mecanică a cocsului este testată pe toba Nedelman și se caracterizează prin rezistența mecanică N_{10} (fracțiunea de cocs > 10 mm după 30 rotații la tobă) și indicele de abraziune N_1 (fracțiunea de cocs < 1 mm obținută după 30 rotații).

Reactivitatea cocsului folosit în furnalele I.S.P. trebuie să fie mică [1]—[2]. Această cerință este legată de necesitatea de a asigura desfășurarea reacției Belle-Boudouard în partea inferioară a cuvei furnalului, în condițiile menținerii unui regim termic normal. Folosirea unui cocs cu reactivitate mare, pe lîngă faptul că duce la creșterea consumului de cocs pe tona de zinc produs, are și alte efecte negative asupra funcționării furnalului. Creșterea participării reacției Belle-Boudouard în zona superioară a cuvei furnalului duce la scăderea raportului CO_2/CO în gazul de furnal (efect favorabil), dar și la scăderea temperaturii, tocmai în zona pentru care se depun toate eforturile de a păstra temperaturi înalte (cca 1 020°C), pentru a împiedica reoxidarea zincului obținut.

În cazul folosirii unor cocsuri cu reactivitate mai puțin mare, aceste efecte pot fi diminuate prin creșterea raportului C/Zn pentru a compensa carbonul gazificat și prin adăugarea unei cantități suplimentare de aer pentru a asigura combustia unei cantități din gazul de furnal și a restabili temperatura în această zonă a furnalului.

Cercetări experimentale asupra unor sorturi de cocs folosit la I.M.M.N. Copșa Mică

A fost întreprins un studiu experimental asupra unor sorturi de cocs folosit în furnalele de la I.M.M.N. Copșa Mică, fiind alese, în acest scop, trei tipuri de cocs cu compoziția chimică prezentată în tabelul 2.

Pentru caracterizarea cocsului s-au determinat rezistența la sfărîmare, densitatea, porozitatea și reactivitatea chimică. Rezultatele sînt prezentate în tabelul 3.

Este important ca pentru stabilirea calității cocsului să se ia în considerare toate proprietățile menționate în tabelul 3, în corelare cu structura cocsului. Aceste proprietăți, cu excepția reactivității, sînt determinate prin metode acceptate de marea majoritate a utilizatorilor cocsului. În cazul reactivității, există o gamă largă de metode de măsurare, dar se obțin rezultate care diferă mult între ele.

Reactivitatea cocsului se exprimă valoric prin coeficientul de viteză al reacției de gazificare a cocsului cu aerul, oxigenul, bioxidul de carbon sau cu un amestec din aceste gaze. În acest sens, au existat mai multe metode pentru determinarea reactivității, în funcție de gazul cu care reacționează și de metoda aleasă pentru evaluarea vitezei de gazificare. Cele mai multe metode se bazează pe gazificarea cocsului cu CO_2, conform reacției: $C + CO_2 \rightleftarrows 2\ CO$. Coeficientul vitezei reacției de gazificare, denumit carboxireactivitatea cocsului, se poate determina fie prin evaluarea

Tabelul 2

Analiza chimică a sorturilor de cocs studiate

Cocsul	Carbon fix, %	Cenușă, %	Volatile, %	Analiza cenușii, %				
				Fe_2O_3	SiO_2	CaO	Al_2O_3	MgO
A	87,75	12,2	0,95	8,03	40,64	4,86	19,28	2,01
B	87,12	12,4	1,00	5,39	47,37	2,72	32,54	1,22
C	85,86	14,0	0,70	3,94	45,70	4,07	37,35	0,76

Tabelul 3

Proprietățile sorturilor de cocs studiate

Cocsul	Rezistența mecanică, N_{10} %	Indicele de abraziune, N_1 %	Densitatea		Porozitatea, %	Carboxireactivitatea		
			aparentă, g/cm³	reală, g/cm³		R_{CO_2}, cm³/g·s	Raport Nantgarw	Koppers, %
A	99,5	3,0	0,12	1,87	50,9	0,204	1,7	99
B	94,25	3,25	1,06	1,85	42,8	0,176	1,5	85
C	94,75	3,25	1,08	1,91	43,2	0,107	0,99	45

pierderii în greutate a cocsului, fie prin analiza gazelor rezultate din reacție. În tabelul 4 sînt prezentate, comparativ, cele mai folosite metode de determinare a reactivității cocsului [2].

Aceste metode, deși se deosebesc în ceea ce privește detaliile experimentale, se bazează, în general, pe trecerea unui curent de CO_2, constant, peste cîteva grame de cocs cu granulația de ~1 mm, la temperatura de 1 000°C, la care are loc reacția de gazificare. Diversitatea detaliilor experimentale, chiar în cadrul aceleiași metode, generează probleme de interpretare locală asupra reactivității, în comparație cu rezultatele obținute prin alte procedee.

Reactivitatea cocsului pentru furnalele I.S.P. a fost evaluată, timp de mai mulți ani, printr-o metodă termogravimetrică la 1 000°C în curent de CO_2 saturat, în prealabil, cu vapori de apă la 13°C. Gradul de pierdere în greutate se compara cu cel obținut pentru un cocs standard cu reactivitate scăzută (cocs din South Wales, Anglia, de la cocseriile din Nantgarw). Raportul dintre reactivitățile cocsului testat și cele ale cocsului standard Nantgarw, denumit *Raport Nantgarw*, caracterizează proprietățile de reactivitate ale cocsului: RN = (% pierdere în greutate/min, pentru cocsul testat)/(% pierdere în greutate/min pentru cocsul standard Nantgarw).

Comisia Economică a Națiunilor Unite pentru Europa a recomandat metoda cunoscută sub numele de testul E.C.E., care se folosește actual pentru determinarea carboxireactivității cocsului, uneori cu diferite modificări ca cele din testul norvegian CORMA sau din testul australian ACIRL-CRA și în mare măsură asemănător cu alte metode, ca cea poloneză sau sovietică [2].

Metoda standard E.C.E. constă în trecerea unui curent de CO_2 cu un debit constant de 2 cm³/s, printr-o cantitate de 7—10 g cocs cu granulația 1—3 mm, încălzit la 1 000°C într-un aparat tip Koppers, și în analiza conținutului de CO_2 din gazele rezultate.

Reactivitatea cocsului se determină dintr-o relație care corelează masa probei de cocs, m,

Tabelul 4

Metode de determinare a reactivității cocsului

Metoda	Temperatura, °C	Mărimea măsurată	Reactivitatea cocsului raportul Nantgarw
Metoda E.C.E. 1965 (Stas nr. 8901/1971)	1 000	$\%CO_2$	R_{CO_2} = 0,100 cm³/g·s
Raportul Nantgarw	1 000	Variația greutății probei	RN = 1,0
Metoda Koppers	950	$\%CO_2$	40%
Metoda japoneză (JIS K 2151—1960)	950	debitul CO	20 cm³/min
Metoda poloneză „Polish Chemical Coal Treatment Institute"	1 000	$\%CO_2$	0,12 cm³/g.s
Metoda sovietică (GOST 10089-73)	1 000	$\%CO_2$	0,17 cm³/g.s
Metoda Koppers iugoslavă (JUS IL S_3—03)	950	$\%CO_2$	15% sau 30%
Metoda norvegiană (CORMA)	750—1 000	$\%CO_2$	0,005 cm³/g.s
Metoda australiană (ACIRL—CRA)	1 000	$\%CO_2$	0,11 cm³/g.s

cu debitul de CO_2, Q, și cu conținutul de CO_2 din gazul inițial C_0 și cel rezultat din reacție, C :

$$R_{CO_2},\ (cm^3/g.s) = -\frac{Q}{m}\left[2\ln\frac{2C/C_0}{(1+C/C_0)} + \frac{(1-C/C_0)}{(1+C/C_0)}\right] \quad (1)$$

Metodele de laborator pentru determinarea reactivității cocsului implică folosirea unor probe de dimensiuni reduse, cu granulație mică și a unor gaze pure, condiții care sînt departe de cele reale, existente în furnal. În acest sens, reactivitățile determinate în condiții de laborator nu caracterizează decît aproximativ proprietățile cocsului, unii utilizatori fiind de părere că reactivitatea cocsului ar trebui totdeauna determinată în raport cu reactivitatea unui cocs a cărui comportare în furnal este bine cunoscută. Din acest motiv, în cele ce urmează se va acorda atenție convertirii valorilor reactivității R_{CO_2}, în valori comparative ale reactivității față de cocsul de Nantgarw.

Cu privire la rezultatele asupra proprietăților de rezistență ale cocsurilor studiate, se observă că cele trei sorturi de cocs au o rezistență exprimată în special prin indicele de abraziune N_1, suficient de ridicată. În ceea ce privește valorile densității și porozității cocsului, aceste proprietăți vor fi interpretate în corelare cu structura cocsului într-o altă lucrare care va fi publicată ulterior.

Studiu comparativ asupra calității cocsului destinat siderurgiei și metalurgiei neferoase (*furnal I.S.P.*)

Studierea proprietăților cocsului destinat furnalelor a progresat o dată cu construirea furnalelor de mare capacitate pentru obținerea fontei. Datorită perioadei mai îndelungate de evoluție a furnalelor pentru fontă, în acest domeniu s-a acumulat o bogată experiență în caracterizarea cocsului și în cunoașterea influenței proprietăților acestuia asupra funcționării furnalului. Deși o serie din concluziile rezultate din studiul cocsului siderurgic au fost preluate pentru cocsul destinat furnalelor I.S.P., trebuie să se menționeze că aceste concluzii nu se pot aplica în întregime cocsului pentru furnalul I.S.P.

Cocsul produs, în prezent, în lume diferă mult din punctul de vedere al calității sale, fapt explicabil prin diminuarea rezervelor de cărbune cocsificabil superior și prin cererea mare de cocs.

Furnalele pentru obținerea fontei reprezintă principalul consumator de cocs iar asigurarea celei mai bune calități de cocs reprezintă un deziderat care poate fi satisfăcut de puține uzine siderurgice. Este de remarcat faptul că proprietățile cocsului de cea mai bună calitate pentru furnalul I.S.P. se deosebesc de proprietățile cocsului considerat optim pentru furnalul înalt. Această diferență permite satisfacerea ambelor cerințe într-o țară care posedă ambele tipuri de furnale, chiar în condițiile unor fluctuații în calitatea cocsului oferit de producători.

Cocsul pentru furnalul I.S.P. poate prezenta proprietăți de rezistență mecanică mai puțin severe în ceea ce privește indicele de rezistență Micum, M_{40}, ca urmare a unor solicitări la compresiune mai mici în furnalul I.S.P., de înălțime mai redusă. În schimb, fracțiunea sub 10 mm, rezultată în proba Micum, trebuie să fie cel puțin la fel de mică ca și cea pentru cocsul destinat furnalului înalt. Furnalul I.S.P. prezintă un risc mai mare de formare a unor faze plastice, în condițiile menținerii unor temperaturi ridicate pe întreaga înălțime a încărcăturii. La temperaturi de ordinul a 1 000°C, deși nu sînt foarte înalte, există deja o fază lichidă formată din plumb, iar silicații de plumb și alți compuși devin plastici. Dacă în șarjă se formează o cantitate relativ mare de cocs cu dimensiuni mici, acesta contribuie la reducerea permeabilității șarjei și la creșterea căderii presiunii în furnal. Orice micșorare a permeabilității șarjei mărește viteza gazelor, antrenînd praful în condensatori, și reduce posibilitatea de desfășurare a reacțiilor în cuva furnalului.

Proprietatea prin care cocsul pentru furnalul I.S.P. se deosebește cel mai mult de cocsul pentru furnalul înalt o reprezintă carboxireactivitatea. Fiecare cocs are propria sa structură, cu un anumit tip și dimensiune a microconstituenților. Ca rezultat, energia de legătură dintre atomii de carbon de-a lungul suprafețelor interfazice diferă, ceea ce afectează reactivitatea față de bioxidul de carbon. De asemenea, reactivitatea este influențată de porozitate, micropori, sistemul de interpori, de caracterul închis sau deschis al porilor și microporilor, de conținutul și natura chimică a cenușii etc.

În cazul furnalului înalt este recunoscută importanța reactivității cocsului, fiind recomandat un cocs cu reactivitate medie. Cu toate acestea, furnalul înalt funcționează în mod obișnuit atît cu cocs mediu reactiv, cît și cu cocs ușor reactiv, ultimul avînd ca principal rezultat o oarecare creștere a consumului de cocs.

În cazul furnalului pentru zinc și plumb, se regăsește aceeași comportare a cocsului în funcție de reactivitate, însă efectele calității lui diferă de cele ale furnalului înalt. Atît în furnalul I.S.P. cît și în furnalul înalt, un cocs cu o reactivitate mai mare reacționează mai puternic cu aerul insuflat prin gurile de vînt, producînd o zonă de ardere mai restrînsă ca dimensiuni. La furnalul I.S.P., în comparație cu furnalul înalt, între gurile de vînt așezate față în față este o distanță mai redusă (cca 1 700 mm). Deoarece diametrul gurilor de vînt este și el mult mai mic, se realizează o zonă mai

restrînsă de ardere, iar circulația materialului pe secțiunea furnalului are același caracter neuniform ca și în cazul furnalului înalt.

Cel mai important efect al unui cocs prea reactiv apare însă în zonele superioare ale furnalului I.S.P. Cocsul cu o reactivitate mare produce, prin reacția endotermă Belle-Boudouard, o reducere a temperaturii, începînd din zona de echilibru. Spre deosebire, însă, de furnalul înalt, această zonă trebuie să aibă o temperatură mai ridicată. Înseși reacțiile de reducere a ZnO cu CO necesită o temperatură mai mare decît pentru reducerea oxizilor de fier. O temperatură de 1 020°C, în zona de echilibru, creează condiții favorabile reducerii oxidului de zinc [6], [7] însă trebuie să se țină seamă că această temperatură este cu puțin mai mare de 100°C peste temperatura de echilibru a reacției de reducere a ZnO la presiunile parțiale medii ale componenților gazoși. Este suficientă o scădere a temperaturii acestei zone cu cîteva zeci de grade, pentru ca viteza reacției de reducere a ZnO, ea însăși reacție endotermă, să se micșoreze puternic.

Modificarea temperaturii zonei de echilibru produce o modificare în același sens a temperaturii din zona șarjei. Zona superioară a furnalului se va caracteriza, astfel, printr-o temperatură joasă, în care vaporii de zinc, reduși în zonele inferioare ale cuptorului, au toate condițiile să se reoxideze.

În cazul cocsului folosit în siderurgie, reactivitatea este luată în considerare în limite largi, permițînd o clasificare a cocsurilor după destinație, în modul următor :

— cocsurile cu reactivitate mică, caracterizate prin valori de 30—50% după metoda Koppers, de determinare a carboxireactivității, sînt destinate producerii fontei de a doua fuziune pentru turnare ;

— cocsurile cu reactivitate medie, cu valori de 50—80% după metoda Koppers, sînt cele considerate optime pentru utilizarea în furnalele pentru obținerea fontei de primă fuziune ;

— cocsurile cu reactivitate mare, cu valori de 80—120% după metoda Koppers, sînt mai puțin indicate pentru utilizarea în furnalul înalt.

Calitatea cocsurilor destinate furnalului pentru zinc și plumb poate fi, de asemenea, apreciată după reactivitatea măsurată prin metoda Koppers, dar mai frecvent aprecierea reactivității se face pe baza măsurătorilor efectuate prin metoda recomandată de Comisia Economică a Națiunilor Unite pentru Europa (metoda E.C.E.). Un alt criteriu recomandat pentru clasificarea cocsului pentru furnalul I.S.P. îl reprezintă folosirea raportului Nantgarw. Un cocs cu raport Nantgarw egal cu 1, supus testului de carboxireactivitate după metoda E.C.E., are o valoare a reactivității $R_{CO_2} = 0{,}100$ cm³/g.s (tab. 4).

Între valorile raportului Nantgarw și reactivitatea E.C.E. nu există o relație univocă, deși ambele determinări au loc la 1 000°C și exprimă, într-un anumit mod, viteza de reacție dintre cocs și CO_2. Diferența de esență dintre cele două metode constă în mărimile luate în considerare pentru exprimarea vitezei de reacție. O altă cauză, care nu permite echivalarea celor două viteze de reacție, constă în diferența condițiilor experimentale folosite în determinări (presiunea gazelor, greutatea probei, timp de analiză etc.).

Pentru stabilirea unei relații de echivalare, au fost alese 19 sorturi diferite de cocs, care au fost supuse determinărilor de reactivitate, pe de o parte prin metoda E.C.E., în condiții de presiune a gazelor de 760 mm Hg, efectuîndu-se și o analiză a acestor gaze la 60 minute, și pe de altă parte prin testul de comparație cu cocsul de Nantgarw [2]. Valorile reactivității obținute din determinările prin metoda E.C.E. (R_{CO_2}) au putut fi corelate cu raportul Nantgarw, prin relația : $RN = 0{,}29 + 7{,}4R_{CO_2}$. Schimbînd condițiile de aplicare a metodei (presiunea gazelor 780 mm Hg, analiza gazelor la 30 min, greutatea probei 7 g) și efectuînd comparativ cele două tipuri de determinări pe 24 sorturi de cocs, s-a stabilit relația de echivalare : $RN = 0{,}21 + 7{,}3\ R_{CO_2}$. Ambele relații pot suferi unele corecții care duc la diferențe ceva mai importante în calculul de echivalare, în special pentru cocsurile foarte reactive, care oricum trebuie respinse de la utilizarea în furnalul pentru zinc și plumb.

După cum se observă, prin aplicarea primei relații, unui cocs cu $RN = 1$ îi corespunde o reactivitate $R_{CO_2} = 0{,}096$ cm³/g.s, iar prin aplicarea celei de a doua relații, îi corespunde o reactivitate $R_{CO_2} = 0{,}108$ cm³/g.s.

Există un număr mare de informații cu privire la utilizarea în furnalul I.S.P. a unor cocsuri de calitate diferită, provenite din diferite țări ale lumii. Calitatea acestor cocsuri a fost comparată pe baza reactivității exprimate prin raportul Nantgarw. Corelînd valorile *RN* ale cocsurilor cu rezultatele obținute la funcționarea furnalelor I.S.P., se poate stabili o clasificare după cum urmează :

— cocsurile cu $RN = 0{,}7 - 1{,}2$ sînt cele mai indicate pentru folosirea în furnalul I.S.P. Cu acestea s-au obținut cele mai bune rezultate în funcționarea furnalelor pentru zinc și plumb din Anglia, Australia, Germania, Japonia etc. ;

— cocsurile cu $RN = 1{,}2 - 1{,}6$ s-au folosit cu rezultate rezonabile în Zimbabwe și cu rezultate slabe în Australia ;

— cocsurile cu $RN = 1{,}6 - 2$ au fost experimentate cu rezultate nesatisfăcătoare în Anglia și au fost refuzate pentru furnalul I.S.P. din R. F. Germania.

În concluzie, cocsurile pentru furnalul I.S.P. pot fi împărțite, după proprietatea de reactivi-

Tabelul 5

Clasificarea cocsurilor pentru furnalul I.S P. după proprietatea de reactivitate

Grupa	Calitatea cocsului	Reactivitatea	
		RN	$R_{CO_2}=(RN-0,21)/7,3$ cm³/g·s
I	Cocs de calitate foarte bună	0,7—1,2	0,067—0,136
II	Cocs de calitate mediocră	1,2—1,6	0,136—0,190
III	Cocs de calitate nesatisfăcătoare pentru furnalul I.S.P.	1,6—1,9	0,190—0,232

Tabelul 6

Clasificarea cocsului destinat furnalului pentru fontă, după proprietatea de reactivitate

Grupa	Calitatea cocsului	Reactivitatea	
		$RN=0,21+7,3\ R_{CO_2}$	R_{CO_2}, cm³/g s
I	Cocsuri cu reactivitate mică (greu reactive); cu o reactivitate redusă pentru furnalul înalt	0,80—1,08	0,080—0,120
II	Cocsuri cu reactivitate normală (mediu reactive); se utilizează cu cele mai bune rezultate în furnalul înalt	1,08—1,38	0,120—0,160
III	Cocsuri cu reactivitate mare (ușor reactive); se pot folosi la furnalul înalt	1,38—1,67	0,160—2,200

tate, în trei categorii specificate în tabelul 5. Întrucît cocsurile folosite în R.S.R., pentru furnalul I.S.P., provin din aceleași surse ca și cocsurile destinate furnalului pentru fontă, repartiția cocsului între uzinele siderurgice și uzinele de metale neferoase trebuie să țină seamă de condițiile de calitate cerute cocsului pentru

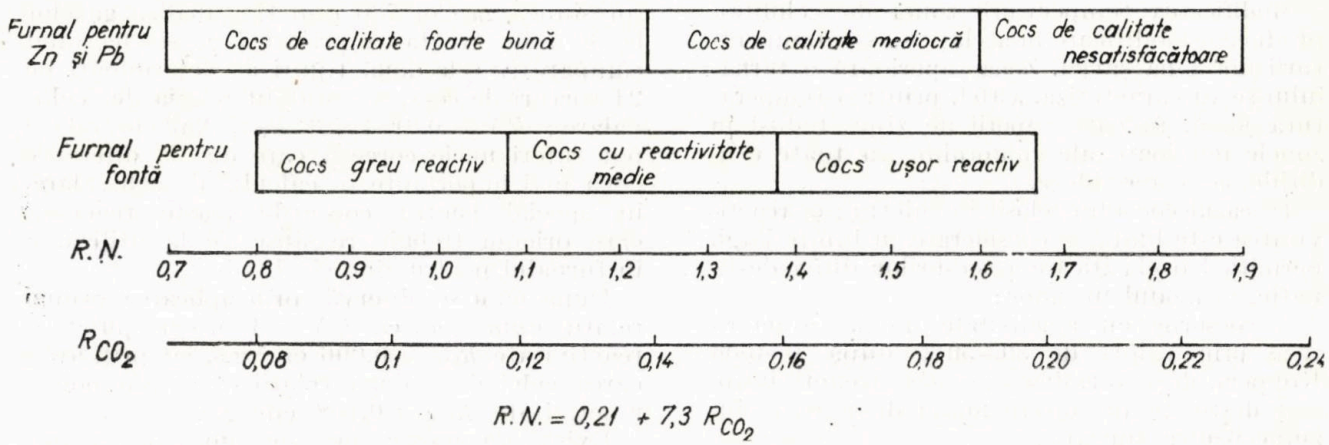


Fig. 1. Clasificarea cocsurilor după valorile reactivității exprimate în unități E.C.E. și *RN*, în grupe de calitate corespunzătoare utilizării în furnalul pentru fontă sau în furnalul I.S.P.

ambele furnale. Cocsul destinat furnalului pentru fontă poate fi, de asemenea, împărțit în trei categorii de calitate, după proprietatea de reactivitate (tab. 6).

Folosind datele din tabelele 5 și 6 se poate efectua o clasificare a cocsurilor după valorile reactivității exprimate în unități E.C.E. și *RN*, în grupe de calitate corespunzătoare utilizării în furnalul pentru fontă sau în furnalul I.S.P. (fig. 1). Din figură se observă că, în timp ce cocsul cu reactivitatea $RN = 0,8—1,08$ este considerat un cocs cu o reactivitate redusă pentru furnalul înalt, acesta este cocsul de cea mai bună calitate pentru furnalul I.S.P. Aceste cocsuri și numai acestea vor fi destinate furnalului I.S.P. Necunoașterea acestei condiții a făcut ca, uneori, să fie repartizate furnalului I.S.P. cocsurile cele mai reactive, complet neindicate pentru acest furnal.

BIBLIOGRAFIE

[1] Bryson, J., L.: *Coke for the Zinc-Lead Blast Furnace.* The Coke Oven Managers Yearbook, Anglia, 1971, p. 261.

[2] Cross, C., R.: *Întrebuințarea cocsului metalurgic în industria neferoasă.* The Coke Oven Managers, Yearbook Anglia 1980.

[3] Carter, M., A., Glasson, D., R., Jayaweera, S., A., A.,: *Surface Area Development of Three Cokes in Relation to the Zinc-Lead Blast Furnace* In: Thermochim. Acta, Olanda, 82, 1984, p. 111—119.

[4] Mitra, P., K., As, D., L., Paul, I., B. și Raja, K.: *Influence of Surface Characteristics on Reactivity and Strength of Coke.* In: Fuel Sci. Techn., Anglia, 4, 1985, p. 73—81.

[5] Danloy, G.: *The Evolution of Coke Quality during its Passage through the Blast Furnace.* In: Metallurgical Plant and Techn., Anglia, 2, 1984, p. 18—29.

[6] Kruger, J., Behmer, J., Kola, R., Adami, A.: *Zum Energiehaushalt der IS-Schachtofenanlage der Berzelius Metallhütten-Gesellschaft mbH in Duisburg.* In: Erzmetall, R.F.G., 34, 1981, p. 631—639.

[7] Nakagawa, H., Sugawara, Y. și Nakayama, K.: *Energy Savings in the Zinc-Lead Blast Furnace Complex.* Lucrare prezentată la simpozionul AIME Pb—Zn—Sn, Las Vegas, 24—28, februarie, 1984.

Ing. Anica Velisar, ing. A. Szabo
ICEM
și ing. I. Pislaru
F.R.P. Șamotă Azuga

Contribuții la sinterizarea aluminei calcinate în vederea obținerii unor semifabricate aluminoase

CZ : 666.764.3

Dintre oxizii superrefractari, oxidul de aluminiu este unul dintre cei mai stabili oxizi, atît în atmosfera reducătoare cît și în cea oxidantă, fiind unul dintre cei mai ieftini și mai ușor disponibili oxizi într-o formă foarte pură.

Oxidul de aluminiu are proprietăți remarcabile pentru o multitudine de utilizări din industria metalurgică sau nucleară — în locuri cu solicitări puternice mecanice și chimice — cînd este obținut prin sinterizare.

Alumina calcinată, principala sursă de oxid de aluminiu, se utilizează cu succes pentru obținerea unor materiale cu excepționale caracteristici refractare și cu stabilitate deosebită. Tehnologia produselor pe bază de alumină a fost perfecționată pînă la un asemenea grad, încît structura variază de la o densitate aproape teoretică a corindonului pînă la cea corespunzătoare unei porozități de 90%.

Corindonul sinterizat, utilizat ca semifabricat în procesul de fabricare a refractarelor superaluminoase, se obține pe baza hidratului de aluminiu din producția curentă — procedeul Bayer. Hidratul este supus unui tratament termic de calcinare — sinterizare, parametru tehnologic important, care determină comportarea materialului în următoarele etape ale prelucrării tehnologice, precum și proprietățile produselor obținute.

Compoziția aluminoasă sinterizată, predominant cristalină sau conținînd și fază vitroasă, poate varia într-un domeniu vast de textură, porozitate și alte proprietăți.

Utilizarea aluminei sinterizate la obținerea refractarelor superaluminoase depinde, în mare măsură, de proprietățile pe care le obține după procesul de sinterizare, și anume: refractaritate deosebită, duritate și inerție chimică, rezistență mecanică ridicată, rezistență electrică mare, rezistență la șoc termic bună și puritate înaltă. La acestea, se adaugă duritatea mare și porozitatea scăzută — proprietăți dependente de tratamentul termic de calcinare și de mărimea particulelor obținute prin procesul de măcinare a materialului calcinat.

În procesul de sinterizare a compozițiilor aluminoase, prin încălzirea pulberilor aglomerate prin compactare, la temperaturi apropiate de punctul de topire al componentului principal, într-o primă etapă are loc formarea unor punți toroidale de legătură între particulele alăturate, din deplasarea atomilor din zona de contact spre puntea de legătură, ceea ce duce la apropierea particulelor, adică la contracția sistemului. După perioada transportului de material sau a densificării, urmează perioada finală, de creștere discontinuă a granulelor — a cîtorva granule mari — considerate nuclee care se dezvoltă datorită granulelor mici, de bază. Această recristalizare secundară duce la dispariția porilor și constituie mecanismul general al sinterizării.

Sinterizarea compozițiilor aluminoase este influențată de adaosurile mineralizatoare, care diferă de lianții temporari. Aceste adaosuri accelerează sinterizarea, gradul de contracție și creșterea cristalelor, scad temperatura de ardere sau micșorează porozitatea.

În procesele industriale se tinde spre o transformare cît mai rapidă în alfa-corindon stabil, spre scăderea concentrației impurităților și spre formarea unei anumite forme a granulei cu proprietăți diferite.

Obișnuit, formarea nucleului de alfa-corindon are loc la temperatura de 1 100—1 200°C. Dacă acțiunea de eliminare a apei de rețea și de stabilizare a ionilor hidroxilici este deranjată prin utilizarea mineralizatorilor (de exemplu prin folosirea fluorului sau a borului) atunci formarea nucleului de alfa-corindon are loc la temperaturi de 800—900°C, schimbîndu-se și pseudomorfia cristalului de bază. Cristalele de alfa-corindon, obținute din hidroxidul de aluminiu Bayer, au, în mod frecvent, o formă hexagonală îngustă sau, mai rar, o formă de plăci în trei colțuri. Se observă diferențe mici de comportament, mai ales în ceea ce privește grosimea plăcilor, dimensiunea și gradul de perfecțiune a cristalelor. Habitusul cristalului hexagonal de alfa-alumină poate fi însă influențat de tipul și de concentrația adaosurilor mineralizatoare (F^+, B^{3+}, Cl^-), adăugate la faza de sinterizare.

Deci, efectuînd tratamentul termic de sinterizare în prezența unui anumit mineralizator, într-o concentrație bine determinată, se pot obține (după procesul de măcinare avansată și densificare prin comprimare la presiuni specifice, ridicate) alumine sinterizate cu structuri cristaline care sînt cele mai avantajoase, pentru a duce la o densitate mare și la o rezistență înaltă la uzură.

* * *

Avînd în vedere experiența acumulată în domeniul sinterizării aluminei calcinate și informațiile din literatura de specialitate, cercetările au urmărit realizarea unui sintercorindon cu o structură cristalină caracteristică, care să

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-chimice ale sintercorindonului

Numărul de probe	Analiza chimică, %								Porozitatea aparentă, %	Capacitatea de absorbție, %	Densitatea aparentă, g/cm³	Densitatea specifică, g/cm³	Contracția la ardere %
	Al_2O_3	Fe_2O_3	SiO_2	MgO	CaO	Na_2O	K_2O	P.C.					
1	98,47	0,47	urme	0,25	0,13	0,40	0,02	0,23	0,7	0,20	3,58	3,91	15,2
2	99,37	0,45	urme	0,01	0,01	0,06	0,01	0,07	4,0	1,20	3,52	3,92	16,1
3	98,77	0,20	urme	0,02	0,13	0,50	0,02	0,36	2,4	0,74	3,54	3,93	15,0
4	98,86	0,34	urme	0,01	0,08	0,29	0702	0,40	1,7	0,50	3,42	3,94	16,8
5	98,80	0,49	urme	0,01	0,35	0,18	0,05	0,08	1,5	0,45	3,40	3,90	15,2
6	97,87	0,33	urme	0,75	0,55	0,14	0,01	0,31	0,3	0,10	3,46	3,87	16,0
7	98,45	0,33	urme	0,46	0,20	0,19	0,01	0,33	1,3	0,40	3,46	3,90	15,1
8	99,02	0,43	urme	0,11	0,06	0,15	0,01	0,18	1,2	0,80	3,56	3,91	16,1
9	98,62	0,30	urme	0,48	0,06	0,13	0,04	0,39	1,8	0,50	3,52	3,94	15,2
10	98,69	0,34	urme	0,47	0,08	0,15	0,01	0,25	1,1	0,30	3,50	3,92	16,1
11	99,05	0,15	urme	0,16	0,05	0,14	0,01	0,43	2,0	0,50	3,50	3,90	16,1
12	99,49	0,21	urme	0,09	0,02	0,12	0,01	0,05	3,3	0,90	3,50	3,90	15,8
13	98,75	0,47	0,13	0,10	0,12	0,27	0,03	0,22	2,9	0,80	3,46	3,91	16,0
14	98,99	0,24	0,04	0,10	0,12	0,25	0,02	0,33	5,18	1,40	3,50	3,91	15,2
15	98,98	0,22	0,04	0,10	0,12	0,26	0,01	0,35	3,3	1,00	3,50	3,91	16,0
16	98,86	0,34	urme	0,01	0,08	0,29	0,02	0,40	2,4	0,70	3,50	3,96	16,0
17	99,01	0,28	urme	0,08	0,22	0,19	0,02	0,40	1,6	0,50	3,60	3,94	15,1
18	98,90	0,22	urme	0,05	0,22	0,30	0,01	0,27	1,3	0,40	3,50	3,92	15,2
19	98,69	0,32	urme	0,10	0,12	0,14	0,03	0,34	3,0	1,00	3,48	3,94	15,2
20	98,13	0,40	urme	0,12	0,08	0,30	0,03	0,40	1,6	0,50	3,50	3,94	15,2
Media	98,79	0,30	0,07	0,17	0,40	0,22	0,02	0,29	2,13	0,64	3,50	3,94	15,6

asigure o înaltă densitate și porozitate scăzută, precum și o rezistență bună la uzură. S-a utilizat, ca materie primă, alumina calcinată caracterizată prin următoarea compoziție: 99,22% Al_2O_3; 0,26% Na_2O; 0,03% Fe_2O_3; 0,01% MgO; 0,12% CaO; 0,33% P.C. și curba granulometrică cu 18% reziduu pe sita de 0,06 mm.

Materia primă menționată a fost supusă unui tratament de măcinare avansată, sub 40 microni, în moară cu bile căptușită cu cauciuc dur, de omogenizare a pulberii fine obținute cu soluție mineralizatoare în concentrație stabilită, de comprimare prin presare și de sinterizare la temperatură ridicată, peste 1 800°C, în cuptor tunel încălzit cu combustibil lichid (motorină).

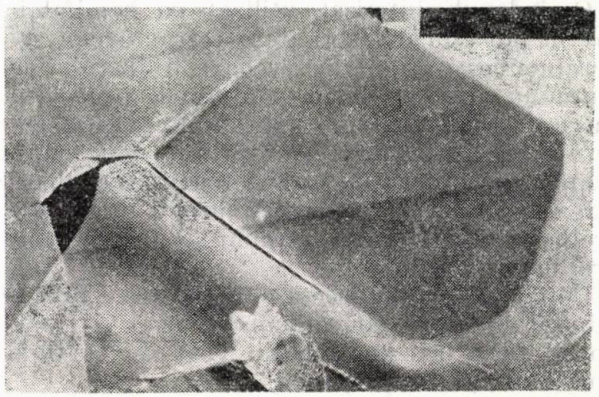
În tabelul 1 sînt prezentate caracteristicile fizico-chimice efectuate pe 20 probe de sintercorindon, prelevate din fabricație, în timpul funcționării utilajelor la parametrii optimi.

Din datele prezentate în tabel reies următoarele:

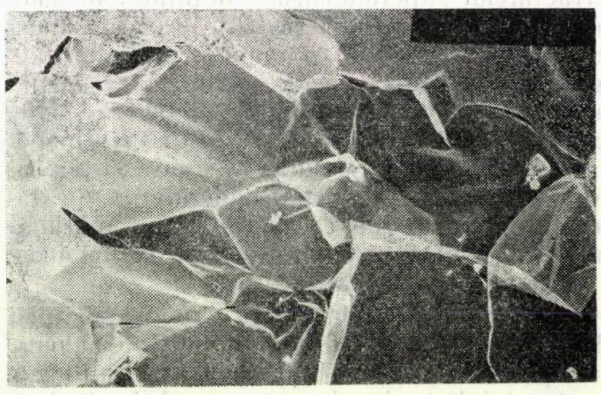
— rezultatele analizei chimice arată un conținut de Al_2O_3 cuprins între 98,13 și 99,49% (media 98,79%) și un conținut de Fe_2O_3 cuprins între 0,15 și 0,48% (media 0,30%), valori care se încadrează în condițiile impuse;

— porozitatea aparentă variază în limite strînse, avînd valori cuprinse între 0,3 și 5,18% (media 2,13%), ceea ce dovedește o sinterizare uniformă și la o temperatură de sinterizare corespunzătoare; capacitatea de absorbție are valori cuprinse între 0,2 și 0,4% (media 0,64%);

— densitatea aparentă prezintă valori între 3,4 și 3,6 g/cm³ (media 3,5 g/cm³), dovedind o

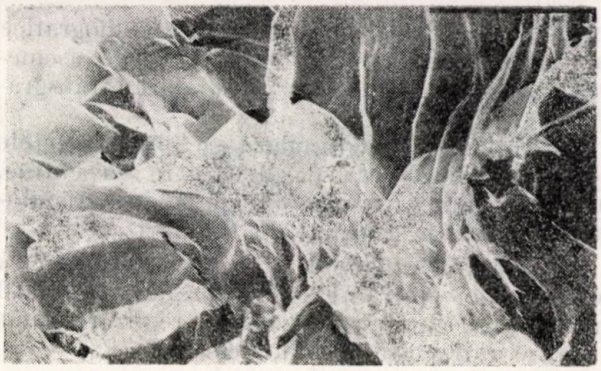


a)

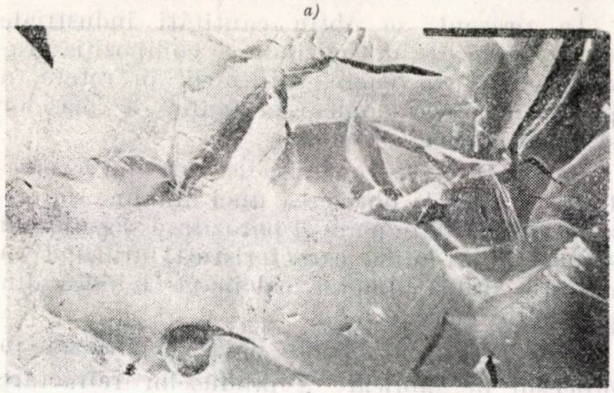


b)

Fig. 1. *a*, *b* .Ruperea intergranulară care evidențiază grăunți echiaxiali care s-au separat fără coalescența golurilor; se observă suprafețele curate și perfect netede ale grăunților cu aspect colțuros care creează așa-numita imagine „rock candy" (zahăr candel)

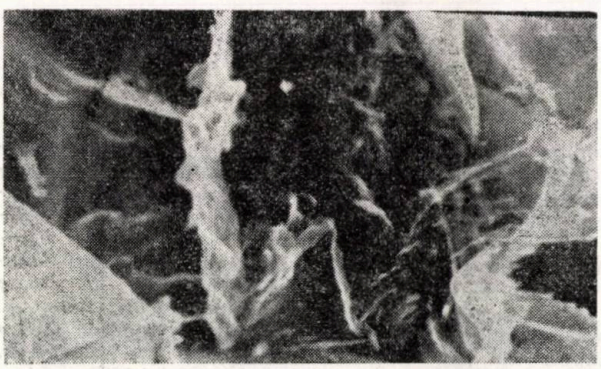


a)

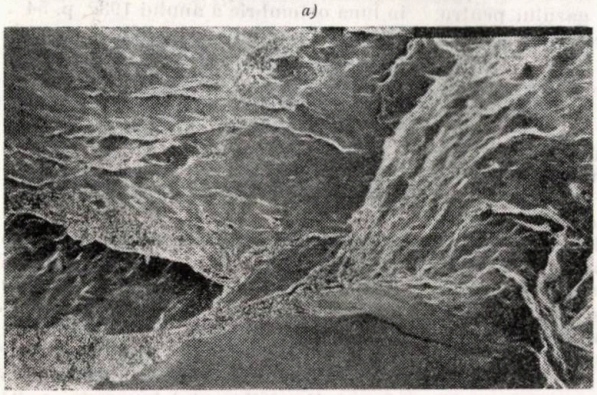


b)

Fig. 2. Zone cu ruperi prin clivaj (transgranulare); ruperea prin clivaj pare inițiată de inhibarea alunecării cristalografice la limita grăunților; se observă și fisuri secundare transgranulare

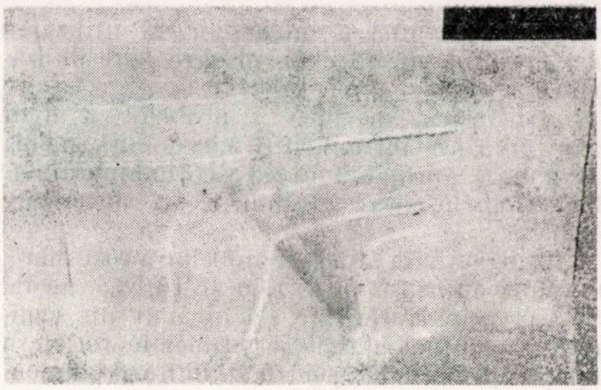


a)

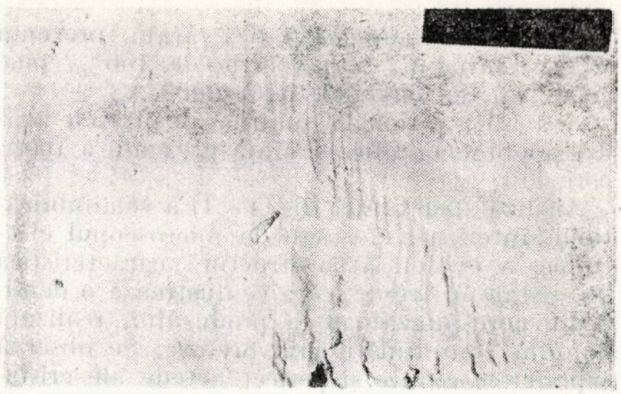


b)

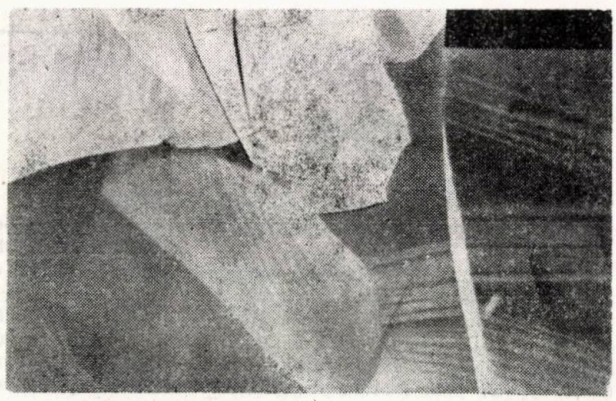
Fig. 3. Zone cu ruperi prin cvasiclivaj; nu există o separare netă, o limită între fațetele de clivaj și ariile cu alveole — rezultat al ruperii prin coalescență a găurilor — care înconjoară aceste fațete



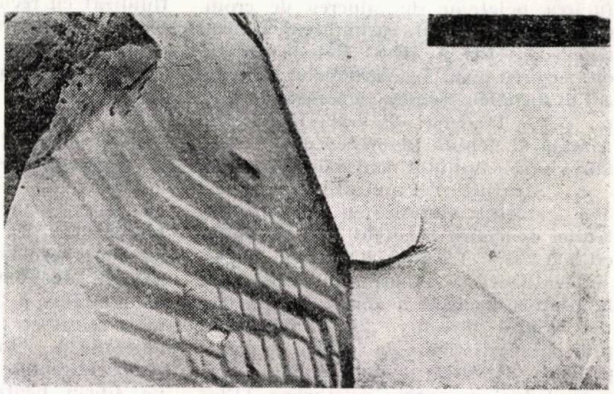
a)



b)



c)



d)

Fig. 4. Rupere intergranulară; fațete de grăunți decorați cu striații paralele și în serpentine, sugerînd alunecări succesive pe plane cristalografice paralele

compactitate bună a bricheților și utilizarea unei presiuni specifice de presare corespunzătoare;

— densitatea specifică a probelor a avut valori cuprinse între 3,90 și 3,98 g/cm³ (media 3,94 g/cm³), apropiată de cea a corindonului pur (3,99 g/cm³), ceea ce confirmă o sinterizare completă;

— contracția la ardere a probelor a fost mare, cu valori cuprinse între 15,0 și 16,1% (media 15,6%); prin sinterizare s-a obținut un semifabricat complet stabilizat termic, factor de o importanță deosebită pentru stabilitatea dimensională a produselor refractare fabricate din sintercorindon;

— analiza roentgenografică arată prezența Al_2O_3 (corindon) în proporție de 100%, bine cristalizat, cu cristalele peste 2000 Å;

— analiza rațională confirmă rezultatele analizei roentgenografice și arată prezența a 100% corindon.

Analiza structurală (fig. 1—4) a semifabricatului sinterizat, efectuată la microscopul electronic, a evidențiat o structură caracteristică cu cristale în trepte, ceea ce ilustrează o densificare corespunzătoare a produsului, realizată datorită comprimării prin presare. Se observă suprafețele curate și perfect netede ale cristalelor rotunjite. Ruperea prin clivaj pare să fie inițiată de inhibarea alunecării cristalografice la limita grăunților (A). Se observă, de asemenea, apariția unor fisuri secundare transgranulare.

La ruperea intergranulară se observă fețele de grăunți cu striații paralele și în serpentine, sugerînd alunecări succesive pe plane cristalografice paralele (început de tabularizare).

Din sintercorindonul obținut ca urmare a cercetărilor efectuate s-au prelucrat fracții granulometrice corespunzătoare realizării unor produse refractare corindonice.

În prezent, se obțin cantități industriale de semifabricat, optimizîndu-se compoziția granulometrică în vederea utilizării, în rețete, a produselor corindonice fasonate, a maselor și a betoanelor corindonice.

Se poate trage concluzia că cercetările efectuate au dus la obținerea unei alumine sinterizate cu densitate mare și porozitate scăzută, cu structură cristalină caracteristică, utilizînd ca materie primă alumina calcinată tehnică din producție curentă.

Semifabricatul obținut poate fi utilizat în procesul de fabricare a produselor refractare superaluminoase, cu largă folosire în industriile siderurgică și chimică.

REVISTA REVISTELOR

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 7, 1987

Recuperarea cenosferelor și a magnetitei din cenușa zburătoare provenită de la arderea cărbunilor în termocentrale, p. 531 — Analiza cantitativă a mineralelor cristaline din aglomeratul de minereu de fier prin metoda de referință cu raze X, p. 539 — Reducerea și desulfurarea peletelor de minereu de crom care conțin agenți de carburare în atmosferă de H_2—CO, p. 545 — Metodă pentru optimizarea insuflării cărbunelui pulverizat în furnalele pentru elaborarea fontei, p. 552 — Transfer de masă între faza gazoasă și lichidă în procedeul de insuflare prin fundul convertizorului, p. 560 — Stratificarea topiturii în oală, p. 563 — Mărirea alungirii cu ajutorul austenitei de călire în oțelul revenit intercritic 0,4 C — 1,5 Si — 0,8 Mn, p. 570 — Influența Al și Ti asupra sensibilității la fisurare la cald a zonei de tranziție din aliajul Incoloy 800 determinată prin caracteristicile ductilității la cald, p. 580 — Rezultatul simpozionului care a avut loc cu ocazia celei de-a 112-a sesiuni a ISIJ din octombrie 1986, p. 590 — Prafuri pentru cristalizor la turnarea continuă de mare viteză, p. 601 — Sistem pentru recuperarea căldurii reziduale de la instalațiile de aglomerare, p. 602 — O nouă metodă cu vid pentru îndepărtarea zgurei de la suprafața oțelului lichid, p. 603 — Sistem de control computerizat pentru cuptoarele de reîncălzire, p. 604 — Cuptor cu pat fluidizat cu recirculare a gazului pentru tratamentul termic al metalelor, p. 605.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 12, 1987

Proprietățile tehnologice ale cimentului pentru căptușelile monolitice ale oalei de turnare, p. 15 — Sistem de ștampare cu robot, utilizat la acoperirea distribuitoarelor, p. 19 — Solicitarea ciclică la șocuri termice a oalelor de turnare la uzinele Mc. Master ale societății canadiene Stelco, p. 24 — Injectarea materialelor refractare pentru întreținerea furnalelor, p. 31 — Situația materialelor refractare cu conținut de carbură de siliciu pentru furnal — 1987, p. 35 — Studiul termodinamic al reparațiilor coșurilor cuptoarelor de cocsificare cu o înălțime de 4 m, p. 43 — Stadiul tehnicii distribuitoarelor la societatea americană Rouge Steel, p. 51 — Societatea americană LTV Steel finalizează reconstrucția celui mai mare furnal de la uzinele Indiana Harbor, p. 53 — A 21-a întrunire mondială IISI a oțelarilor, desfășurată la Washington, în luna octombrie a anului 1987, p. 54 — Modernizarea liniei Galvalume a societății americane USX contribuie la înregistrarea unor recorduri în producție, p. 57 — Statistici mondiale cu privire la situația oțelului — 1987, p. 58.

Giesserei, R.F.G., nr. 1, 1988

Perspective ale dezvoltării unor noi materiale, p. 4 — Insuflarea simultană a oxigenului și a carbonului în cubilou, p. 12 — Elaborarea șarjelor pentru piese turnate din oțel aliat, în cuptorul electric cu arc bazic, asistată prin calculator, p. 17 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării metalelor grele, p. 24.

Ing. I. Mărculescu, ing. T. Popescu
ICEM
ing. S. Popa, ing. D. Cicort,
ing. M. Bekeși și ing. P. Socaciu
I.P.R. Aleșd

Plăci termoizolatoare pentru maselotare

CZ : 621.746.11

Se știe că prima formă de maselotare a fost utilizată încă din anul 1872 și avea ca scop realizarea, în capul lingoului, a unui rezervor de oțel lichid care, în timpul solidificării lingoului, alimenta golul datorat retasurii care se forma prin trecerea oțelului de la faza lichidă la cea solidă.

Evoluția materialelor de căptușire a maselotierei a trecut prin diverse faze, în funcție de cunoștințele acumulate, fiind utilizate, rînd pe rînd, materialele refractare dense și unele mase refractare stabilite experimental și utilizate prin tradiție, dintre care cele mai importante sînt masele silicioase legate cu silicat de sodiu.

Un salt calitativ, în evoluția materialelor de căptușire a maselotierelor, l-a constituit utilizarea amestecurilor exoterme, care au adus o economie însemnată de energie în bilanțul termic din maselotă. Acest tip de căptușeală a maselotierei a dat bune rezultate numai în cazul lingourilor mici și, mai ales, în cazul oțelurilor înalt aliate. În cazul lingourilor mari sau în cazul lingourilor mici de serie, acest tip de maselotieră nu și-a găsit aplicarea fie datorită timpului scurt de manifestare a caracterului exotermic, fie datorită prețului prea ridicat.

În timp, s-au precizat și condițiile pe care trebuie să le îndeplinească materialele de căptușire a maselotierei. Astfel, pentru ca un material să fie considerat apt la căptușirea maselotierei, trebuie să îndeplinească următoarele condiții :

— să aibă o capacitate calorică mică și o conductivitate termică cît mai scăzută ;

— să posede o refractaritate corespunzătoare.

Numai în jurul anului 1970, o dată cu apariția unor noi tipuri de materiale antiretasură, a fost posibilă îndeplinirea tuturor condițiilor cerute unei bune căptușeli de maselotieră.

Schematizînd compoziția noilor materiale antiretasură, se poate spune că aceasta este formată din trei componenți : refractar, fibros și de liere.

În funcție de tehnologia aplicată, se mai folosesc ca adaosuri și alte materiale a căror introducere are ca scop :

— îmbunătățirea desfășurării procesului tehnologic ;

— corectarea sau accentuarea unor proprietăți pe care le posedă materialul antiretasură ;

— introducerea prin adaosuri a unor proprietăți care nu depind de materiile prime folosite.

Prin natura lor, materialele antiretasură cu această compoziție posedă o structură net diferențiată față de materialele folosite anterior la căptușirea maselotierei.

Astăzi, toate țările cu industrie siderurgică dezvoltată fabrică și utilizează aceste noi materiale antiretasură.

* * *

Cercetările întreprinse în vederea obținerii noilor materiale antiretasură au avut ca scop stabilirea compoziției și a tehnologiei de obținere a acestor materiale cu densitate mai mică de 0,9 g/cm^3.

Ca atare, au fost studiate toate materialele indigene, apte pentru a fi folosite la realizarea plăcilor termoizolatoare ușoare, stabilindu-se, în final, următoarea compoziție :

— pentru componentul refractar : cuarț măcinat sau nisipuri cuarțoase fine ;

— pentru componentul fibros : fibră celulozică recuperată, de tip mucava ;

— pentru componentul de liere, un liant organic, ales dintre carboximetilceluloză, dextrină, moliftan, alcool polivinilic etc.

Ca adaosuri tehnologice se folosesc substanțe tensioactive (poliacrilamida, arilalchilsulfonat de sodiu etc.) și fibră minerală.

Tehnologia aleasă, de fabricație a noilor materiale antiretasură, a fost fasonarea prin filtrare și vidare a unei suspensii în apă din amestecul de materii prime, sub formă de plăci modulate, astfel încît căptușirea maselotierei să se poată realiza prin montarea pe pereți a unui număr definit de plăci termoizolatoare ușoare.

Această tehnologie cuprinde mai multe faze, dintre care cele mai importante sînt :

— defibrarea materialului fibros :

— realizarea, prin amestecare, a unei suspensii de materii prime în apă și adaosuri tehnologice, în proporții bine determinate, denumită curent *pastă* ;

— fasonarea pastei în plăci prin filtrare și vidare, care se realizează în instalații specifice a căror unitate de filtrare reprezintă negativul formei finale a plăcii termoizolatoare ușoare. După fasonarea prin filtrare și vidare, forma și structura plăcii se realizează dar nu se realizează și rezistența sa mecanică.

Materialul filtrat (placa fasonată) conține o umiditate de cca 40% ;

— realizarea tratamentului termic (uscarea plăcilor termoizolatoare ușoare) în curent de aer cald pînă la o umiditate sub 1% ; în urma tratamentului termic placa capătă rezistența mecanică necesară transportului și manipulării.

Fabricația mare realizată în cursul anului 1987 a permis caracterizarea plăcilor termoizolatoare ușoare.

Ca urmare a compoziției și tehnologiei de obținere, plăcile termoizolatoare ușoare sînt produse neomogene și, deci, proprietățile lor caracteristice vor varia valoric în jurul unor mărimi medii.

Urmărirea fabricației plăcilor termoizolatoare ușoare a permis analiza caracteristicilor acestui produs, menționîndu-se următoarele:

— umiditatea plăcilor termoizolatoare ușoare variază între 0,4 și 0,56%, fiind întotdeauna sub 1%;

— densitatea aparentă (fig. 1) are o repartiție a valorilor între 0,60 și 0,86 g/cm³ în care valorile caracteristice sînt cuprinse între 0,70 și 0,82 g/cm³, însumînd 67% din numărul valorilor determinate, în timp ce valorile mai mici de 0,70 g/cm³ reprezintă 22%, iar cele mai mari de 0,82 g/cm³ reprezintă 11%;

— porozitatea aparentă (fig. 2) prezintă, de asemenea, o repartiție de tip Gauss, valorile determinate fiind cuprinse între 60 și 86%, în care valorile medii sînt cuprinse între 68 și 82% în proporție de 68,5% din numărul valorilor determinate, pe cînd valorile mai mici de 68% reprezintă 25,5%, iar cele mai mari de 82% reprezintă numai 6,0%;

— rezistența mecanică la încovoiere a prezentat valori cuprinse între 14 și 26 kgf/cm², valori care asigură caracteristicile mecanice necesare solicitărilor pe care le suferă la transport — manipulare și fixare pe maselotieră;

— conținutul în material organic (fibră celulozică + liant) a fost urmărit în timpul fabricației plăcilor termoizolatoare ușoare prin determinarea pierderii la calcinare și a variat valoric între 10 și 16%, pentru un conținut (în material organic) teoretic de 13%.

Ca urmare, se poate afirma că plăcile termoizolatoare de maselotare posedă caracteristicile fizico-mecanice cerute unor produse de calitate de acest tip.

Încercările de caracterizare a comportării plăcilor termoizolatoare, în exploatare, pun însă unele probleme datorită complexității fenomenului de formare a retasurii.

Se știe că forma și dimensiunea retasurii unui lingou de oțel calmat depind de foarte mulți factori, dintre care cei mai importanți sînt: tipul, forma și mărimea lingoului; compoziția oțelului; temperatura și viteza de turnare; tehnologia de turnare aleasă; caracteristicile materialelor antiretasură folosite.

În afara factorilor enumerați, forma și dimensiunea retasurii mai depind de o multitudine de factori locali sau subiectivi, care nu pot fi puși întotdeauna în evidență. Astfel, forma și dimensiunea retasurii mai depind de:

— modul de pregătire a podului de turnare;

— planitatea podului de turnare, în timpul turnării;

— variația înălțimii oțelului turnat în maselotă;

— incidentele la turnare;

— modul în care se efectuează răcirea oțelului în lingotieră;

— variațiile tehnologice de tratament termic în cuptoarele adînci;

— variația calității celorlalte materiale antiretasură folosite;

— modul de apreciere a șutajului etc.

Chiar numai enumerarea succintă a factorilor principali și locali, fără a avea pretenția că s-a epuizat această listă, pune în evidență complexitatea formării retasurii într-un lingou de oțel calmat; această retasură se poate finaliza diferit, de la o șarjă la alta sau chiar de la un lingou la altul.

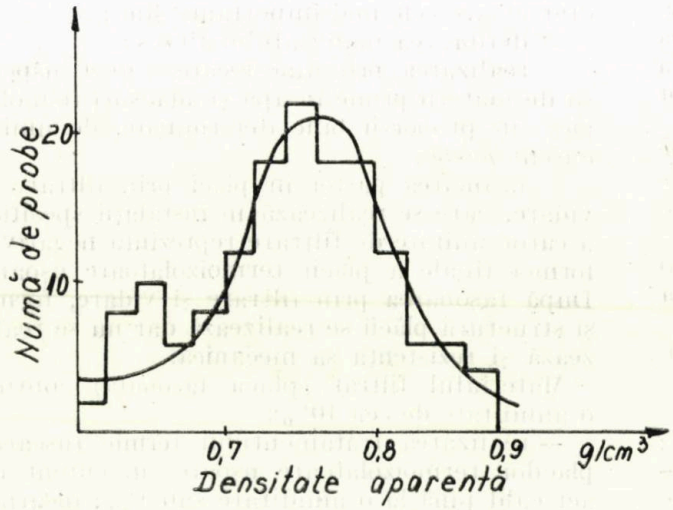


Fig. 1. Variația densității aparente a plăcilor termoizolatoare ușoare

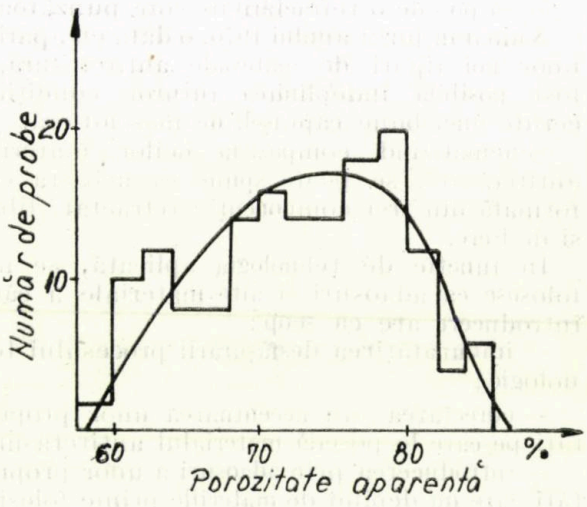


Fig. 2. Variația porozității aparente a plăcilor termoizolatoare

În această situație este foarte greu de presupus că aportul plăcilor termoizolatoare, în economia oțelului calmat, poate fi pus în evidență prin determinări experimentale, deoarece materialul de căptușire a maselotei este doar unul din factorii care influențează forma și dimensiunea retasurii și nu poate compensa, prin aportul său, influența celorlalți factori.

Ca urmare, se consideră că încercările de a determina experimental aportul plăcilor termoizolatoare ușoare la reducerea „șutajului de cap", în condiții industriale normale, cer o desfășurare mare de forțe, un volum mare de urmăriri și măsurători. Dar, chiar în aceste condiții, nu se poate ajunge la rezultate concludente deoarece determinarea experimentală a aportului căptușelii maselotierei, în economia oțelului calmat, poate crea confuzii cu rezultate negative în promovarea fabricației și utilizării acestui produs.

Acest lucru a fost pus în evidență și prin experimentările efectuate la mai multe combinate siderurgice.

Din încercările efectuate a reieșit că plăcile termoizolatoare ușoare au o comportare bună la pregătirea lingotierelor pentru turnare și în timpul turnării, remarcîndu-se dispariția totală a fenomenului de fierbere a oțelului în maselotă, precum și o contribuție în economia consumului de metal evaluată între 1 și 4%.

Analiza rezultatelor obținute permite, însă, să se menționeze că au apărut, cu această ocazie, și unele rezultate contradictorii. Se remarcă, de asemenea, că rezultatele obținute nu pun în evidență caracteristicile reale ale plăcilor termoizolatoare ușoare, definite de proprietățile lor.

În aceste condiții, pentru a pune în evidență aportul real al plăcilor termoizolatoare ușoare în economia oțelului calmat, s-a recurs la folosirea modelării matematice pe calculator a fenomenului de transfer termic care are loc în maselota căptușită cu plăci termoizolatoare ușoare (fig. 3) și cu plăci de tip PTN (fig. 4), în timpul răcirii lingoului.

Metoda modelării matematice a transferului de căldură din maselotă în timpul răcirii lingoului este o metodă comparativă și are avantajul că elimină influența aleatorie a celorlalți factori care contribuie la realizarea retasurii, permițînd numai urmărirea efectului factorului analizat (proprietățile termofizice ale căptușelii refractare).

Se menționează că, în ambele cazuri, s-au respectat cu rigurozitate aceleași condiții de

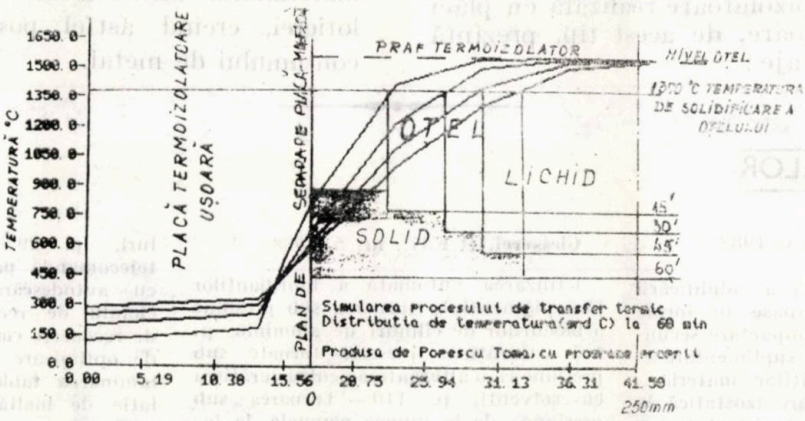


Fig. 3. Modelarea matematică a transferului termic din maselota căptușită cu plăci termoizolatoare ușoare

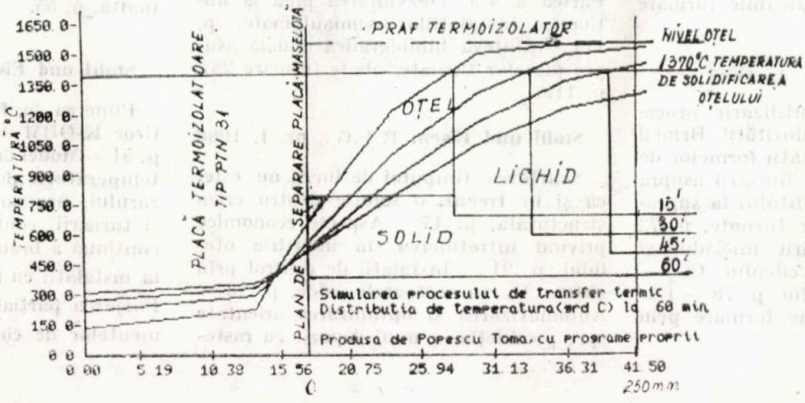


Fig. 4. Modelarea matematică a transferului termic din maselota căptușită cu plăci termoizolatoare de tip PTN 31

turnare, eliminîndu-se influenţa pe care o pot crea atît factorii obiectivi cît şi cei subiectivi asupra fenomenului de transfer termic din maselotă.

Se poate afirma că cele două modelări au avut condiţii identice de desfăşurare, iar rezultatele obţinute sînt comparabile şi determinate numai de diferenţele reale, existente între proprietăţile celor două tipuri de plăci termoizolatoare.

Din analiza figurilor 3 şi 4, reiese că rata de solidificare a oţelului în maselotă, în cazul plăcilor termoizolatoare uşoare, este de cca 1/2 din rata de solidificare a oţelului în maselotă, determinată în cazul plăcilor de tip PTN 31. Se remarcă, prin aceasta, superioritatea netă a plăcilor termoizolatoare uşoare faţă de plăcile de tip PTN 31 (din producţia curentă). De asemenea, se poate menţiona că, în cazul plăcilor de tip PTN 31, oţelul se solidifică complet după scurgerea unui timp cuprins între 45 şi 60 minute, pe cînd în cazul plăcilor termoizolatoare uşoare, după 60 minute, este solidificată numai cca 60% din cantitatea de oţel existentă în maselotă.

Concluzii

Căptuşeala termoizolatoare realizată cu plăci termoizolatoare uşoare, de acest tip, prezintă următoarele avantaje:

— elimină pierderile de căldură din maselotă spre exterior;

— elimină fenomenul de topire şi lipire la turnare a căptuşelii maselotierei de maselotă;

— reduce fluxul de căldură dinspre maselotă spre exterior;

— înlătură total fenomenul de fierbere a oţelului în maselotă în timpul şi după turnare;

— asigură o bună comportare la şocuri mecanice a plăcilor termoizolatoare uşoare, eliminînd pierderile datorate transportului;

— îmbunătăţeşte, prin comportament, condiţiile de lucru, mai ales în hala de pregătire a lingotierelor, la stripare şi la încălzirea lingourilor în cuptoarele adînci.

Ca urmare, fabricaţia plăcilor termoizolatoare uşoare reprezintă o contribuţie însemnată la îmbunătăţirea bilanţului termic din maselotă, aducînd materialele de căptuşire a maselotierei la nivelul calitativ al materialelor antiretasură folosite, în acest scop, pe plan mondial.

Se poate spune că utilizarea plăcilor termoizolatoare uşoare modifică, calitativ, unul din factorii principali care influenţează randamentul de obţinere a oţelului calmat şi calitatea materialului antiretasură a căptuşelii maselotierei, creînd astfel posibilitatea reducerii consumului de metal.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, *R.F.G.*, nr. 2/3, 1988

Modelarea matematică a solidificării metalelor turnate neferoase în forme permanente, p. 41 — Compactare secundară în locul turnării suplimentare — îmbunătăţirea proprietăţilor materialelor turnate prin presare izostatică la cald, p. 45 — Planificarea sistematică a cheltuielilor indirecte pentru turnătorii, p. 50 — Tehnologii noi de turnare şi solidificare, p. 53 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei maleabile (urmare 25), p. 54.

Giesserei, R.F.G., nr. 4, 1988

Consideraţii asupra utilizării procedeului de încercare a durităţii Brinell în scopul măsurării durităţii formelor de nisip, p. 69 — Influenţa finisării asupra sulfurării şi formării grafitului la suprafaţa periferică a pieselor turnate, p. 73 — Progrese ale fabricării miezului şi formelor, conform procedeului CO_2 — pe bază de silicat de sodiu, p. 78 — Experienţă cu procedeul de formare prin presare-vibraţii, p. 85.

Giesserei, R.F.G., nr. 5, 1988

Utilizarea automată a lubrifianţilor fără pigmenţi la turnarea sub presiune a blocurilor de cilindri de aluminiu, p. 105 — Curăţirea pieselor turnate sub presiune ca o alternativă pentru curăţirea cu solvenţi, p. 110 — Turnarea sub presiune: de la munca manuală, la fabricarea în serie, de precizie. Aspecte privind dezvoltarea instalaţiilor de turnare sub presiune, pînă în anul 1945. Partea a 4-a. Dezvoltarea pînă la obţinerea instalaţiilor semiautomate, p. 114 — Sinteză bibliografică anuală asupra pieselor turnate, aliate (urmare 25), p. 119.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 1, 1988

Scurtarea timpului de lucru nu este, ca şi în trecut, o soluţie pentru criza structurală, p. 17 — Aspecte economice privind întreţinerea, în industria oţelului, p. 21 — Instalaţii de control prin sistem TV în sectoarele calde, p. 26 — Automatizarea şi optimizarea orientate spre producţie, a unui depozit cu rasteluri, p. 29 — Descărcarea selectivă, telecomandă prin radio, a vagonetelor cu autodescărcare, p. 31 — Comanda ciclului de recoacere a unei instalaţii de recoacere continuă, p. 36 — Strategia de optimizare şi structuramodelului la laminarea tablei groase, p. 41 — Instalaţie de înaltă reducere ca etapă de preformare a unui laminor continuu pentru sîrmă, p. 47 — Comportarea în timp îndelungat a oţelurilor refractare şi a materialelor de temperatură înaltă, p. 55.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 2, 1988

Punerea în funcţiune a unui convertizor K-OBM de 300 t, la firma Dofasco, p. 51 — Model de proces pentru calcularea temperaturii de descărcare a convertizorului, necesară metalurgiei în oală şi turnării continue, p. 61 — Turnarea continuă a bramelor, fără răcire cu apă, la instalaţii cu înălţime redusă, p. 67 — Forjarea parţială pentru fabricarea elementelor de construcţii rotunde, p. 79.

Ing. Gh. Iorga
ICEM

Oţeluri rapide economic aliate

CZ : 669.14.018.252.3

În etapa actuală de dezvoltare a metalurgiei româneşti, în domeniul oţelurilor rapide pentru scule, principalele preocupări sînt orientate în direcţia realizării unor noi mărci de oţel economic aliat şi, în aceeaşi măsură, în direcţia îmbunătăţirii tehnologiilor de realizare, vizînd întregul flux, astfel încît să se poată realiza performanţe ridicate în exploatare.

Dorinţa de economisire a elementelor de aliere scumpe şi deficitare, care intră în compoziţia oţelurilor rapide, manifestată cu precădere în ultimul deceniu mai ales în Europa, este pe deplin justificată şi în cazul României.

Tot în ideea raţionalizării consumului de feroaliaje se înscrie şi preocuparea de a modifica structura de fabricaţie (fig. 1), în sensul unor mutaţii mai puternice spre oţelurile cu bază de aliere wolfram şi molibden sau numai molibden.

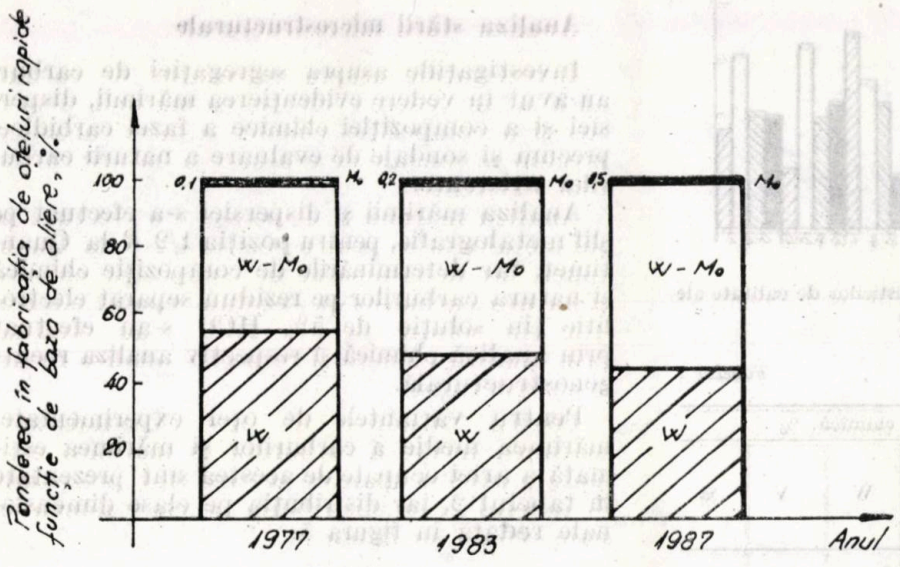


Fig. 1. Evoluţia structurii de fabricaţie a oţelurilor rapide, în funcţie de baza de aliere

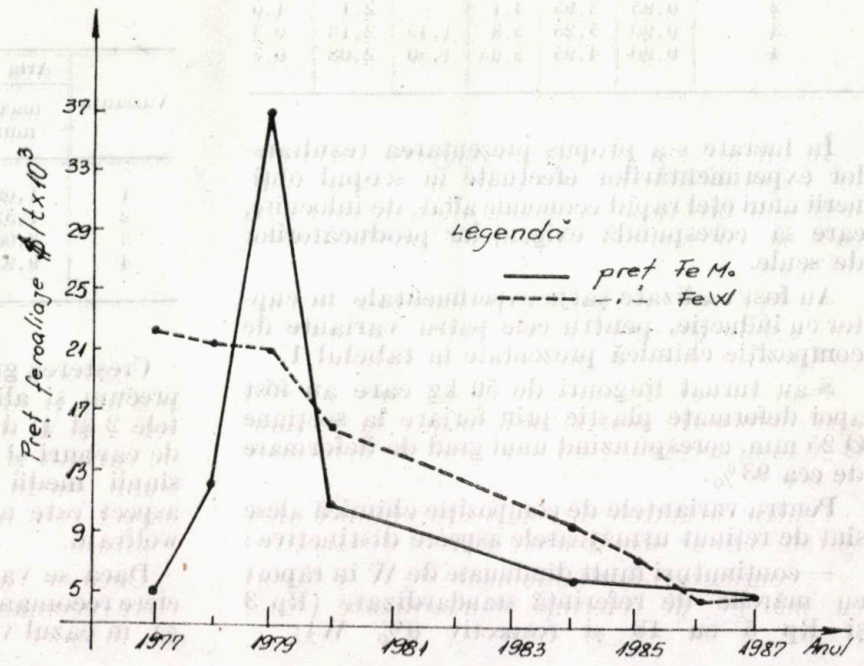


Fig. 2. Evoluţia preţurilor la feroaliaje în ultimii zece ani

Necesitatea acestei schimbări este dictată atît de considerente economice, deoarece evoluţia preţurilor la feroaliaje în ultimii zece ani (fig. 2) evidenţiază faptul că preţul feromolibdenului s-a menţinut constant sub cel al ferowolframului (cu excepţia situaţiei de conjunctură din 1979), dar şi tehnice, fiind binecunoscut faptul că proprietăţile oţelurilor rapide cu bază de aliere cu wolfram şi molibden sau molibden sînt cel puţin egale cu ale celor pe bază de wolfram (fig. 3) [1].

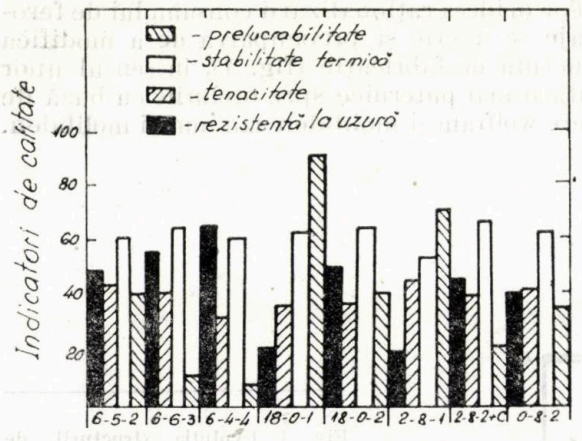


Fig. 3. Schema comparativă a caracteristicilor de calitate ale oţelurilor rapide

Tabelul 1

Varianta de compoziţie chimică	Compoziţia chimică, %					
	C	Cr	Mi	W	V	Si
1	0,95	4,20	4,0	—	2,0	0,3
2	0,95	3,95	4,1	—	2,1	1,0
3	0,90	5,25	5,8	1,45	2,13	0,3
4	0,90	4,95	5,65	1,50	2,08	0,7

În lucrare s-a propus prezentarea rezultatelor experimentărilor efectuate în scopul obţinerii unui oţel rapid economic aliat, de înlocuire, care să corespundă exigenţelor producătorilor de scule.

Au fost realizate şarje experimentale în cuptor cu inducţie, pentru cele patru variante de compoziţie chimică prezentate în tabelul 1.

S-au turnat lingouri de 50 kg care au fost apoi deformate plastic prin forjare la secţiune Ø 25 mm, corespunzînd unui grad de deformare de cca 93%.

Pentru variantele de compoziţie chimică alese sînt de reţinut următoarele aspecte distinctive :

— conţinuturi mult diminuate de W în raport cu mărcile de referinţă standardizate (Rp 3 şi Rp 5 cu 18 şi respectiv 6% W);

— conţinuturi diferenţiate de $\sum$ elemente carburigene, şi anume cca 10% pentru variantele 1 şi 2 şi cca 15% pentru variantele 3 şi 4 ;

— toate variantele de compoziţie chimică se caracterizează prin faptul că fac parte din grupa oţelurilor hipercarburate, aşa cum rezultă din figura 4, plasîndu-se deasupra liniei de saturaţie (conţinutul de carburi fiind calculat cu formula empirică : $\sum Lk = \%W + 1{,}9\ \%Mn + 6{,}3\%\ V$);

— oţelurile în variantele 2 şi 4 sînt aliate cu Si, element despre care literatura de specialitate [2], [3], [4] arată că determină îmbunătăţirea segregaţiei de carburi (prin accelerarea procesului de descompunere a carburilor M_2C nedorite, în carburi de tip MC şi în special M_6C cu solubilitate mare pentru acest element) şi creşterea durităţii în stare de călire-revenire (fig. 4).

Analiza stării microstructurale

Investigaţiile asupra segregaţiei de carburi au avut în vedere evidenţierea mărimii, dispersiei şi a compoziţiei chimice a fazei carbidice, precum şi sondaje de evaluare a naturii carburilor existente.

Analiza mărimii şi dispersiei s-a efectuat pe şlif metalografic, pentru poziţia 1/2 *R* la Quantimet, iar determinările de compoziţie chimică şi natura carburilor pe reziduu separat electrolitic (în soluţie de 5% HCl) s-au efectuat prin analiză chimică şi respectiv analiza roentgenostructurală.

Pentru variantele de oţel experimentate, mărimea medie a carburilor şi mărimea estimată a ariei ocupate de acestea sînt prezentate în tabelul 2, iar distribuţia pe clase dimensionale redată în figura 5.

Tabelul 2

Varianta	Aria ocupată de carburi, %			Dimensiunea medie a carburilor, µm
	maximum	minimum	mediu	
1	1,098	0,188	0,598	1,65
2	1,525	0,378	0,876	2,10
3	8,000	1,237	3,394	3,30
4	9,95	2,38	4,905	4,15

Creşterea gradului de aliere (variantele 3 şi 4) precum şi alierea suplimentară cu Si (variantele 2 şi 4) duc la creşterea numărului specific de carburi şi într-o măsură mai mică a dimensiunii medii a carburilor. Acest din urmă aspect este mai pronunţat pentru oţelurile cu wolfram.

Dacă se va face raportarea la scara de apreciere recomandată de Yu. Gheller [5] se constată că, în cazul variantelor 1 şi 2, 98% şi respectiv

97% dintre carburile existente sînt fine (< 8 μm), pe cînd, în cazul variantelor 3 și 4, aceste valori coboară la 89% și respectiv 90%.

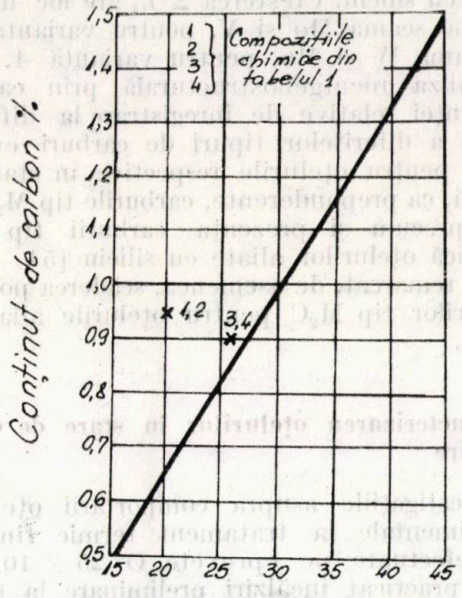


Fig. 4. Conținutul de carburi, %

Pentru același fond de compoziție chimică, adaosul de Si contribuie la creșterea numărului de carburi cu 10—24%, mai accentuat în cazul oțelurilor cu grad de aliere mai înalt. Fenomenul era previzibil, în literatură [6] fiind demonstrat faptul că siliciul contribuie la amplificarea procesului de germinare a carburilor N_6C în care are o solubilitate preferențială și, în același timp, se pun în libertate atomi de W, Mo și Fe care pot forma alte carburi.

Tabelul 3

Varianta	Compoziția chimică a carburilor, %*						
	C	Si	W	Mo	Cr	V	Fe
1	7,16	0,79	0,36	24,13	14,63	15,82	31,49
	0,83	0,09	0,04	2,8	1,7	1,83	3,52
2	7,12	2,09	0,39	25,25	17,19	15,10	32,64
	0,75	0,21	0,04	2,64	1,80	1,58	3,75
3	5,54	0,53	8,96	19,59	12,51	12,95	21,48
	0,67	0,06	1,08	2,36	1,50	1,56	2,54
4	5,78	0,92	7,48	19,27	12,98	13,11	25,60
	0,64	0,11	0,82	2,13	1,43	1,45	2,83

* La numărător, compoziția este raportată la 100 g carburi, iar la numitor la 100 g oțel

Determinările de compoziție chimică a carburilor precum și ponderea de participare a fiecărui element din compoziția oțelului la formarea carburilor sînt evidențiate în tabelul 3.

Este important de semnalat prezența siliciului în carburi, într-o cantitate relativ proporțională cu adaosul efectuat în oțel.

Creșterea conținutului de Fe, în cazul variantelor 2 și 4 (față de variantele 1 și 3), poate fi un argument în favoarea rolului siliciului în acest caz, la descompunerea carburilor tip M_2C (cu conținut mic de Fe în compoziție) și for-

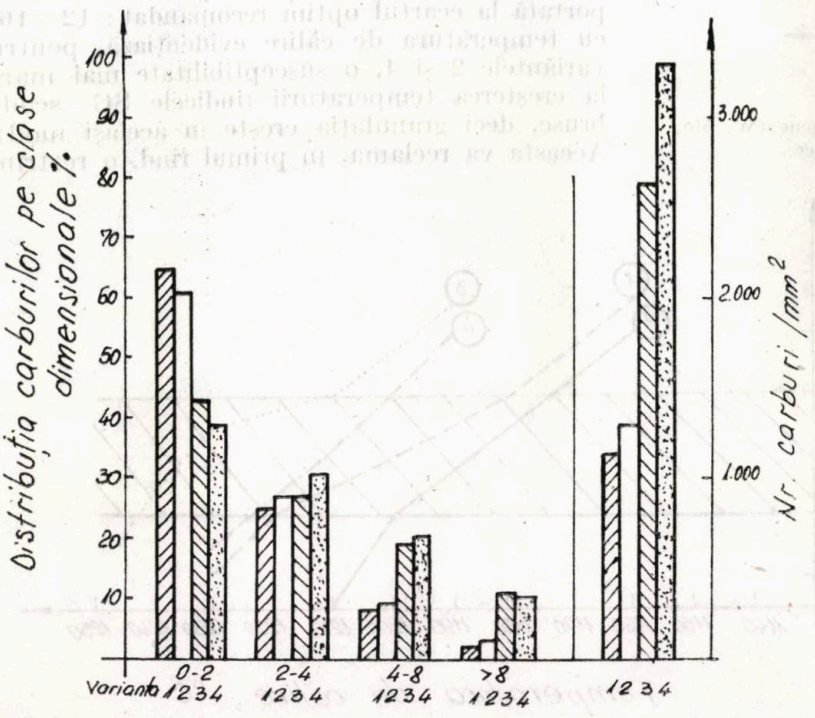


Fig. 5. Distribuția carburilor pe clase dimensionale, μm

marea de carburi tip M_6C (cu conținut mare de Fe în compoziție).

În ceea ce privește distribuția celorlalte elemente de aliere carburigene se constată că, în timp ce vanadiul este cu preponderență conținut în carburi (70—90%), cromul se află în majoritate în matrice, iar wolframul și molibdenul se distribuie relativ egal între cele două faze.

Figura 5 evidențiază repartiția sumei elementelor carburigene de interes (W, Mo, V, Cr, Si) între faza carbură și matrice pentru cele patru variante experimentale de oțel. Se poate remarca faptul că, pentru variantele 2 și 4, aliate cu Si, conținutul de elemente carburigene în matrice este mai mare în raport cu oțelurile 1 și 3 de referință.

Aceasta poate reprezenta o explicație a creșterii durității secundare, constatată la oțelurile aliate cu siliciu. Creșterea ΣL_k are loc în special, pe seama Mo și V, pentru varianta 2 și pe seama W și Mo, pentru varianta 4.

Analiza roentgenostructurală prin calculul frecvenței relative de înregistrare la difractometru a diferitelor tipuri de carburi evidențiază, pentru oțelurile respective în stare recoaptă, ca preponderente, carburile tip $M_{23}C_6$ și M_6C precum și prezența carburii tip M_7C_3 specifică oțelurilor aliate cu siliciu [5].

S-a remarcat, de asemenea, scăderea ponderii carburilor tip M_2C pentru oțelurile aliate cu siliciu.

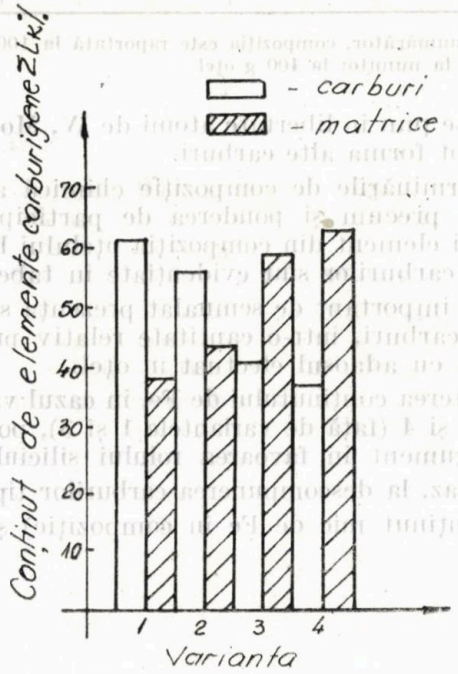


Fig. 6. Repartiția sumei elementelor carburigene (W, Mo, V, Cr, Si) între faza carburii și matrice

Caracterizarea oțelurilor în stare de călire-revenire

Investigațiile asupra comportării oțelurilor experimentale la tratament termic final au fost efectuate pe epruvete Ø 25 × 10 mm. S-au practicat încălziri preliminare la 600 și 850°C, epruvetele fiind apoi încălzite în vederea călirii la diverse temperaturi (menținere 2 min/mm) și răcite în baie de săruri la 500°C.

Probele au fost dublu revenite cîte o oră la temperaturile de 540°C pentru variantele 2, 3 și 4 și 525°C pentru varianta 1.

S-au efectuat determinări ale mărimii de grăunte austenitic după metoda Snyder—Graff, pe probe călite (fig. 7) și de duritate *HRC*, în stare de călire-revenire (tab. 4).

Variația indicelui Snyder-Graff (SG) (raportată la ecartul optim recomandat: 12—16) cu temperatura de călire evidențiază, pentru variantele 2 și 4, o susceptibilitate mai mare la creșterea temperaturii (indicele SG scade brusc, deci granulația crește în același mod). Aceasta va reclama, în primul rînd, o restrîn-

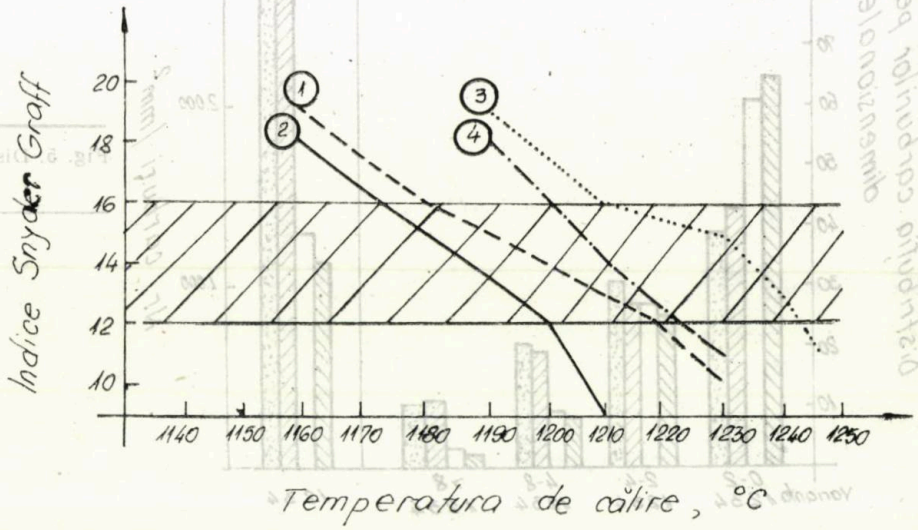


Fig. 7. Determinarea mărimii de grăunte austenitic după metoda Snyder-Graff

Tabelul 4

Varianta	Temperaturile de tratament termic final, °C		Domeniul de duritate, *HRC*
	călire	revenire	
1	1 180–1 220	525	63–64
2	1 175–1 200	540	64–65
3	1 210–1 240	540	63–65
4	1 200–1 225	540	64–66

Tabelul 5

Varianta	Duritatea *HRC*	
	după tratamentul termic final	după revenirea la 620°C
1	63–64	55–56
2	64–65	56–58
3	63–65	55–57
4	64–66	58–60
RP5		min. 58

* Oţel de referinţă, pentru care valorile înscrise sînt conform STAS 5382/80

gere spre valori mai mici a ecartului temperaturilor de călire pentru aceste oţeluri.

Valorile de duritate *HRC* după călire, în ecartul optim, şi revenite la temperaturile menţionate evidenţiază influenţa favorabilă a alierii cu siliciu, care se traduce într-o creştere a durităţii cu cca 1 *HRC*.

Determinările de stabilitate la cald a oţelurilor experimentale la temperaturi ridicate (după revenire patru ore la 620°C) evidenţiază o comportare bună, în special a variantei 4 (tab. 5).

Analiza comportării în exploatare a sculelor

Pentru verificarea în exploatare a oţelurilor experimentale, s-a optat pentru variantele 2 şi 4, aliate cu siliciu, care au evidenţiat caracteristici superioare după tratamentul termic final.

Tabelul 6

Materialul prelucrat	Duritatea materialului prelucrat	Tipul maşinii de frezat	Viteza de aşchiere, mm/min	Turaţia, rot/min	Avansul pe dinte, mm/dinte	Avansul de lucru, mm/min	Adîncimea aşchierii, mm	Lăţimea de aşchiere, mm
OLC 45	193–195 HB	WMWFu 40	20	100	0,18	150	4	15

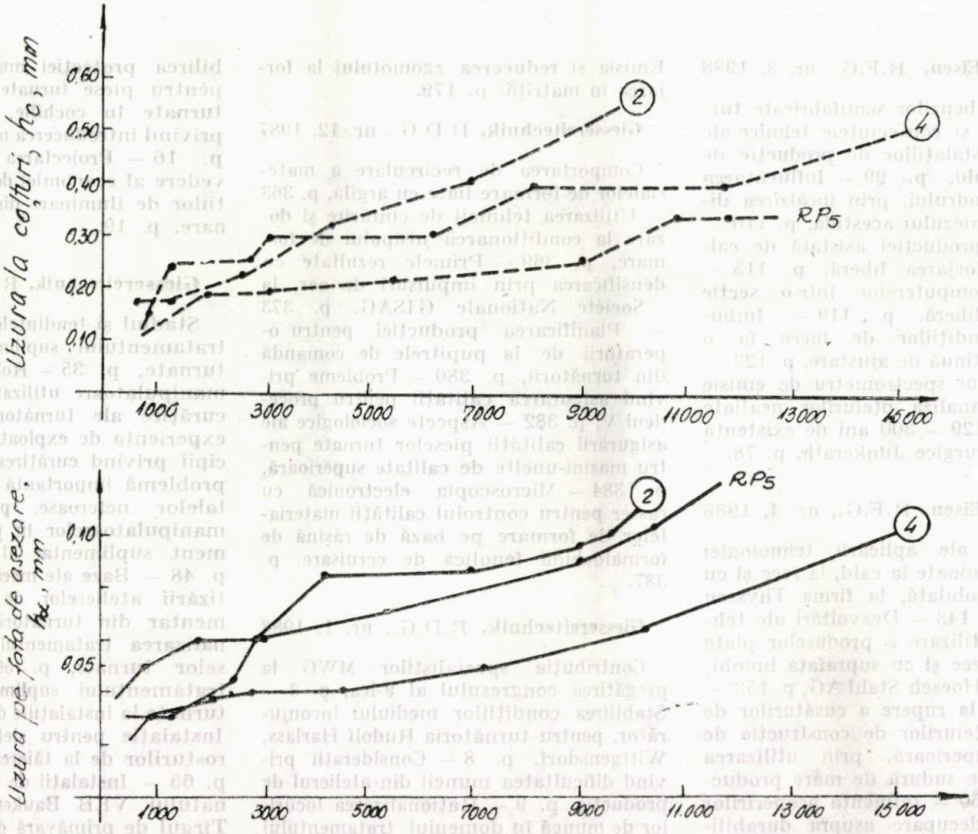


Fig. 8 *a*, *b* Variaţiile uzurii pe faţa de aşezare şi la colţuri

Analiza s-a efectuat comparativ cu oțelul RP 5 (6% W, 5% Mo, 2% V), aflat în utilizare curentă la beneficiari.

Au fost confecționate, în acest scop, freze cilindro-frontale Ø 63 mm.

Condițiile de încercare sînt prezentate în tabelul 6.

Diagramele din figura 8 *a* și *b* evidențiază variațiile uzurii pe fața de așezare și ale uzurii la colțuri, funcție de lungimea materialului așchiat.

Din punctul de vedere al parametrilor analizați, se constată o comportare relativ apropiată a oțelului în varianta 4 față de oțelul de referință, cu uzura mai mare la colțuri (parametrul h_c) și uzura mai mică pe fața de așezare (parametrul h). Oțelul în varianta 2 se dovedește, în schimb, inferior pentru ambii parametri măsurați.

Concluzii

Caracteristicile de calitate evidențiate relevă următoarele :

— alierea cu siliciu a oțelurilor experimentale se dovedește favorabilă atît din punctul de vedere al segregației de carburi cît și al caracteristicilor de duritate după tratamentul termic final ;

— oțelul în varianta 4 se dovedește capabil să înlocuiască oțelul de referință RP 5, atît din punctul de vedere al caracteristicilor după tratamentul final și stabilității la cald cît și după comportarea în exploatare ;

— calculul economic a evidențiat, în cazul oțelului în varianta 4, o diminuare a cheltuielilor de aliere, raportat la oțelul RP 5, de cca 13 000 lei/t lingou.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dickson, R. *Metals for Metal Cutting.* Londra, 1970, p. 226.
[2] Kremnev, L., S., Sedov, M., E., Colabekova, L., M. In : Stal, U.R.S.S., nr. 8, p. 749—753.
[3] Brandis, H., Haberling, E., Ortman, R., Wiegand, R. In : Arch. Eisenhüttenwesen, R.F.G., nr. 8, 1977, p. 437—442.
[4] Brandis, H., Haberling, E., Ortman, R. In : T.E.W. — Technische Berichte, R.F.G., nr. 275, p. 106—109.
[5] Gheller, Iu. *Tool Steels.* Ed. Mir, Moscova, 1978.
[6] Godden, M., J. și Beech, J. JISI, Japonia, februarie, 1970, p. 168—171.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 3, 1988

Laminarea benzilor semifabricate turnate continuu și consecințele tehnice ale construirii instalațiilor de producție de bandă la cald, p. 99 — Influențarea profilului cilindrului, prin încălzirea diferențială a miezului acestuia, p. 110 — Planificarea producției asistată de calculator, la forjarea liberă, p. 115 — Utilizarea computerelor într-o secție de forjare liberă, p. 119 — Îmbunătățirea condițiilor de lucru la o instalație continuă de ajustare, p. 123 — Utilizarea unui spectrometru de emisie modern, la analiza oțelurilor nealiate și aliate, p. 129 — 300 ani de existență a uzinei siderurgice Junkerath, p. 78.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 4, 1988

Dezvoltări ale aplicării tehnologiei produselor laminate la cald, la rece și cu suprafața înnobilată, la firma Thyssen Stahl AG, p. 143 — Dezvoltări ale tehnologiei de utilizare a produselor plate laminate la rece și cu suprafața înnobilată, la firma Hoesch Stahl AG, p. 153 — Comportarea la rupere a cusăturilor de sudură ale oțelurilor de construcție de rezistență superioară, prin utilizarea procedeelor de sudură de mare productivitate, p. 160 — Influența acoperirilor sculelor de decupare asupra durabilității la tăierea cu viteze înalte, p. 171 — Emisia și reducerea zgomotului la forjarea în matriță, p. 179.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 12, 1987

Comportarea de recirculare a materialelor de formare liate cu argilă, p. 363 — Utilizarea tehnicii de cîntărire și dozare la condiționarea nisipului de formare, p. 369 — Primele rezultate cu densificarea prin impulsuri de aer, la Société Nationale GISAG, p. 373 — Planificarea producției pentru operatorii de la pupitrele de comandă din turnătorii, p. 380 — Probleme privind asigurarea calității pentru procedeul V, p. 382 — Aspecte sociologice ale asigurării calității pieselor turnate pentru mașini-unelte de calitate superioară, p. 384 — Microscopia electronică cu raster pentru controlul calității materialelor de formare pe bază de rășină de formaldehidă fenolică de ecruisare, p. 387.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 1, 1988

Contribuția specialiștilor MWG la pregătirea congresului al 9-lea, p. 3 — Stabilirea condițiilor mediului înconjurător, pentru turnătoria Rudolf Harlass, Wittgensdorf, p. 8 — Considerații privind dificultatea muncii din atelierul de producție, p. 9 — Raționalizarea locurilor de muncă în domeniul tratamentului ulterior al pieselor turnate, p. 12 — Stabilirea protecției muncii la turnătoria pentru piese turnate din oțel și piese turnate în cochilie, p. 14 — Încercări privind introducerea manuală a miezului, p. 16 — Proiectarea din punctul de vedere al economiei de energie a instalațiilor de iluminare din industria de turnare, p. 19.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 2, 1988

Stadiul și tendințele de dezvoltare ale tratamentului suplimentar al pieselor turnate, p. 35 — Roboți industriali și manipulatoare utilizate în atelierele de curățire ale turnătoriilor din R.S.C. ; experiența de exploatare, p. 44 — Principii privind curățirea turnătoriilor — o problemă importantă : debavurarea metalelor neferoase, p. 44 — Utilizarea manipulatoarelor în procesul de tratament suplimentar al pieselor turnate, p. 48 — Baze ale mecanizării și automatizării atelierelor de tratament suplimentar din turnătorii, p. 52 — Raționalizarea tratamentului termic al pieselor turnate, p. 56 — Raționalizarea tratamentului suplimentar al pieselor turnate la instalațiile de iradiere, p. 59 — Instalație pentru șlefuirea mecanică a rosturilor de la tăierea pieselor turnate, p. 65 — Instalații de turnare ale combinatului VEB Baukema prezentate la Tîrgul de primăvară de la Leipzig, 1988, p. 67.

Dr. ing. D. Iancu
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

Structura și proprietățile straturilor nitrurate

CZ : 621.785.53

Stratul nitrurat clasic

Stratul nitrurat la fier

Pentru descrierea structurii și a proprietăților stratului nitrurat, trebuie să se apeleze la diagrama de stare a sistemului Fe—N (fig. 1).

La temperatura de nitrurare, aflată între curbele de transformare magnetică și eutectoidă, azotul se dizolvă în fier formînd soluția solidă α, care poate conține maximum 1% N. După depășirea limitei de solubilitate, corespunzătoare temperaturii de nitrurare, se formează nitrura γ' (Fe_4N), relativ stoichiometrică (5,7—6,1% N). Dacă concentrația de azot trece de 6,1%, nitrura γ' se transformă în nitrură ε ($Fe_{3-2}N$), puternic nestoichiometrică (7,8—11,3% N).

Nitrurile γ' și ε se formează în zona exterioară a stratului nitrurat iar la analiza metalografică se prezintă ca un strat superficial subțire de culoare albă (neatacat chimic), numit *strat alb* sau *zonă de combinații*. Chiar și după formarea zonei de combinații, azotul difuzează prin această zonă și continuă îmbogățirea feritei cu azot, extinzînd spre interior zona de difuziune a stratului nitrurat. Pe măsură ce limita de solubilitate a soluției α este depășită la interfața α—γ', zona de combinații se dezvoltă și ea spre interior prin precipitare. Nitrurile precipită mai mult la limitele de grăunți și de-a lungul anumitor plane cristalografice. Desigur că și în zona de combinații depășirea limitei de stoichiometrie a fazei γ' la interfața γ'—ε duce la creșterea fazei ε pe seama fazei γ'.

La răcirea lentă, în zona de difuziune a stratului nitrurat în cristalele de ferită suprasaturată în azot, se precipită nitruri aciculare de fază γ'.

În figura 1 este prezentată formarea și structura straturilor nitrurate în condițiile unei activități ridicate a mediului de nitrurare, cînd are loc formarea unei zone de combinații complete care conține și faza ε. Din figura 1, *b* se observă că la trecerea de la o fază la alta se produce o cădere de concentrație, care se stabilește la temperatura de nitrurare și se păstrează și după răcire. Mărimea căderilor de concentrație corespunde lărgimii domeniilor bifazice de pe diagrama Fe—N.

Ambele faze ale zonei de combinații, γ' și ε, au o duritate ridicată. Faza γ' este cea mai dură, ~1000 $HV_{0,02}$, foarte compactă și nu depășește grosimea de 10 μm. Faza ε este mult mai puțin dură ca faza γ', ~500 $HV_{0,02}$ și, în

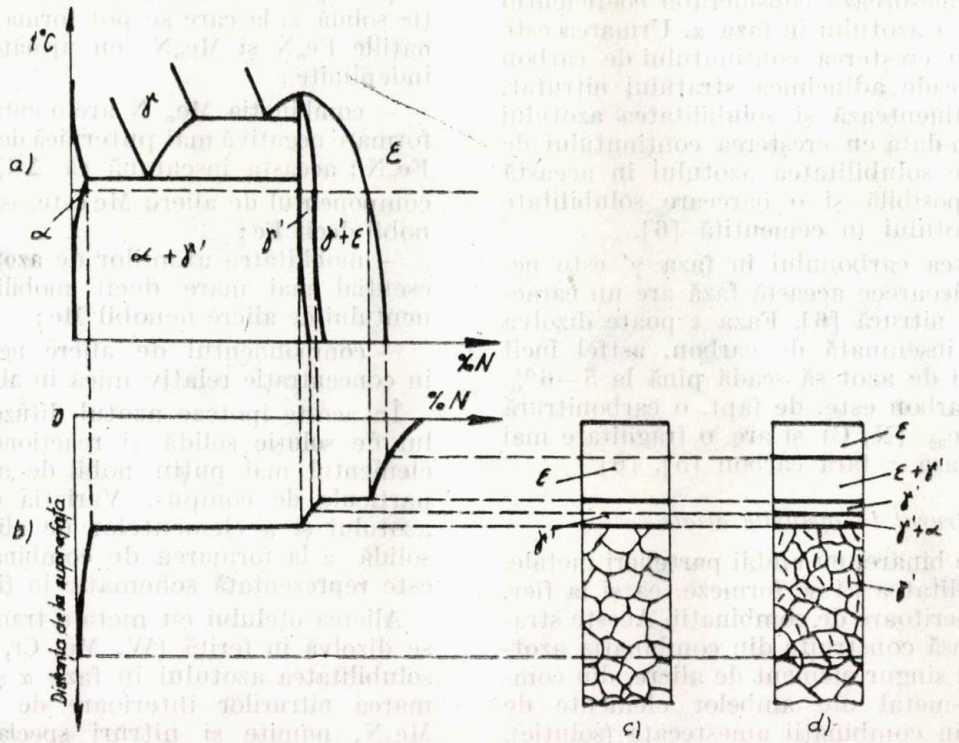


Fig. 1. Structura straturilor nitrurate în sistemul Fe—N: *a* — diagrama binară Fe—N; *b* — formarea stratului nitrurat în regim difuzional la 570°C; *c* — construcția stratului după răcirea rapidă; *d* — construcția stratului după răcirea lentă

plus, la grosimi mari, 20—30 μm, prezintă o porozitate pronunțată [3].

Zona de difuzie a stratului nitrurat în sistemul fier-azot are o duritate nesemnificativ diferită față de duritatea miezului. Nitrurile de fier Fe_4N, separate la răcirea lentă din soluția solidă suprasaturată α, sînt foarte grosolane, astfel că un eventual efect de durificare prin precipitare a zonei de difuziune este nul [3]. În plus, precipitarea nitrurilor Fe_4N micșorează tensiunile de compresiune din soluția solidă α create prin pătrunderea azotului, deoarece volumul specific al nitrurii este mai mic decît cel al soluției din care provine [8].

Stratul nitrurat la oțelurile carbon

Formarea și construcția stratului nitrurat, în cazul oțelurilor carbon, sînt similare sistemului Fe—N. Zona de combinații este construită din aceleași faze care posedă aproximativ aceleași proprietăți. Zona de difuzie este formată, de asemenea, din soluție solidă și nitruri aciculare Fe_4N precipitate la răcirea lentă. Aceste nitruri sînt cu atît mai rare, mai mici și mai puțin evidente metalografic, cu cît conținutul de carbon al oțelului este mai ridicat. Duritatea zonei de difuziune este ceva mai ridicată decît în cazul fierului, depășind cu cca 100 *HV* duritatea miezului [3]. Este probabil că duritatea mai ridicată se datorează, în principal, prezenței elementelor însoțitoare metalice aflate în cantitate mică în oțelul carbon.

Prezența carbonului în fier, chiar și în cantități mici, micșorează considerabil coeficientul de difuziune a azotului în faza α. Urmarea este că, o dată cu creșterea conținutului de carbon în faza α, scade adîncimea stratului nitrurat. Carbonul influențează și solubilitatea azotului în faza α; o dată cu creșterea conținutului de carbon scade solubilitatea azotului în această fază. Este posibilă și o oarecare solubilitate redusă a azotului în cementită [6].

Solubilitatea carbonului în faza γ′ este neînsemnată, deoarece această fază are un caracter strict de nitrură [6]. Faza ε poate dizolva o cantitate însemnată de carbon, astfel încît conținutul ei de azot să scadă pînă la 5—6%. Faza ε cu carbon este, de fapt, o carbonitrură de forma Fe_{32} (N, C) și are o fragilitate mai mică decît faza ε fără carbon [5], [6].

Stratul nitrurat la oțelurile aliate

La aliajele binare, cu ambii parteneri metale, există posibilitatea să se formeze, ca și la fier, straturi acoperitoare de combinații. Aceste straturi pot fi însă construite din combinația azot-metal a unui singur element de aliere, din combinații azot-metal ale ambelor elemente de aliere sau din combinații amestecate (soluție). În afară de aceasta, este posibilă și o formare de combinații în interiorul aliajului.

La nitrurarea oțelurilor aliate, în zona de combinații a stratului nitrurat, se pot forma fazele aliate ε și γ′ de tipul $(Fe, Me)_{3-2}N$, $(Fe, Me)_4N$ și $(Fe, Me)_{3-2}(N, C)$.

Alierea fazei ε duce la micșorarea solubilității azotului în această fază. Este posibil ca, la o anumită aliere complexă, solubilitatea azotului în faza ε să fie mai mică decît în faza γ′ și astfel formarea fazei ε să fie suprimată [6].

Alierea fazei γ′ nu modifică prea mult solubilitatea azotului în această fază [6].

Ca o concluzie generală, se poate afirma că ridicarea conținutului de elemente de aliere în oțel duce la scăderea grosimii zonei de combinații [6].

În ceea ce privește duritatea fazelor aliate ε și γ′, ea are aproximativ aceeași valoare ca la fazele nealiate obținute la nitrurarea fierului.

Zona de bază a stratului nitrurat la oțelurile aliate este însă zona de difuziune. Spre deosebire de oțelurile carbon sau de fier, la oțelurile aliate, zona de difuziune a stratului nitrurat conține nitruri ale elementelor de aliere formate în timpul difuziunii azotului în faza de menținere a ciclului de tratament termochimic. Formarea nitrurilor elementelor de aliere în zona de difuziune este posibilă prin două mecanisme: reacția componenților datorită difuziunii reciproce a azotului și a elementelor de aliere în soluția solidă α și transformarea carburilor elementelor de aliere [5].

Primul mecanism se realizează la difuziunea azotului în ferita aliată. Pentru explicarea lui se presupune un cristal binar, Fe—Me, de soluție solidă α, la care se pot forma numai combinațiile Fe_nN și Me_nN, cu următoarele ipoteze îndeplinite:

— combinația Me_n N are o entalpie liberă de formare negativă mai puternică decît combinația Fe_nN; aceasta înseamnă că $\Delta G^\circ_{Me_nN} < \Delta G^\circ_{Fe_nN}$; componentul de aliere Me este, astfel, mai puțin nobil decît Fe;

— mobilitatea atomilor de azot dizolvat este esențial mai mare decît mobilitatea componentului de aliere nenobil Me;

— componnentul de aliere nenobil Me este în concentrație relativ mică în aliaj.

În aceste ipoteze azotul difuzează în cristalul de soluție solidă și reacționează acolo cu elementul mai puțin nobil de aliere, formînd particule de compus. Variația concentrațiilor azotului și a elementelor de aliere în soluția solidă α la formarea de combinații interioare este reprezentată schematic în figura 2.

Alierea oțelului cu metale tranziționale, care se dizolvă în ferită (W, Mo, Cr, Ti, V), ridică solubilitatea azotului în faza α și permite formarea nitrurilor interioare de tipul MeN și Me_2N, numite și nitruri speciale. Aluminiul și siliciul nu modifică solubilitatea azotului în faza α [5].

Al doilea mecanism acționează prin transformarea carburilor elementelor de aliere, preexistente în zona de difuziune a stratului nitrurat, în nitruri.

La rețelele cristaline izomorfe, trecerea carburilor în nitruri este posibilă „in situ" ca rezultat al interacțiunii directe a azotului cu carburile elementelor de aliere după reacțiile :

$$N + MeC \rightarrow Me(C, N) + C \quad (1)$$

$$N + Me(C, N) \rightarrow Me(N, C) + C \quad (2)$$

$$N + Me(N, C) \rightarrow MeN + C \quad (3)$$

În cadrul reacției (2) carbonitrura trece de la rețeaua carburii la rețeaua nitrurii. Azotul

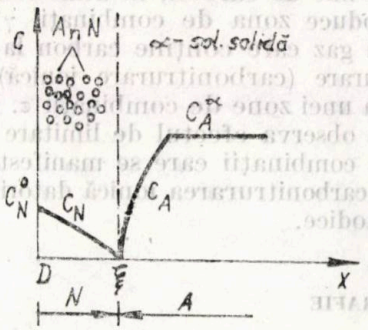


Fig. 2. Reprezentarea schematică a variației concentrației azotului dizolvat C_N și a metalului de aliere C_{Me} la formarea combinației interioare $Me_n N$

substituie „in situ" carbonul din carburi pentru a forma nitruri. Această substituire este acompaniată de rejecția carbonului în matricea α, ceea ce duce la precipitarea de cementită sau carbonitruri în fața frontului de difuziune a azotului. Acest dublu fenomen — substituirea carbonului cu azot în carburile inițiale și difuziunea carbonului rejectat cu precipitarea de carbonitruri la nivelul frontului de difuziune — a fost constatat de Michel și Gantois în lucrarea [7].

Transformarea carburilor în nitruri poate avea loc și prin dizolvarea carburilor în ferită la temperatura de nitrurare și separare ulterioară a nitrurilor din soluție.

După datele lucrării [5], transformarea „in situ" a carburilor în nitruri este posibilă în cazul oțelurilor aliate cu Ti, Zr, Hf sau Cr, ultimul în concentrație ridicată, iar transformarea prin dizolvarea carburilor și precipitarea ulterioară a nitrurilor la oțelurile aliate cu Ti, V și altele. Aceeași sursă arată că formarea nitrurilor din carburile Fe_3C, W_2C și Mo_2C, după varianta „in situ", nu este posibilă, deoarece ar fi necesar ca limita de solubilitate a azotului în faza α să fie mult depășită. Probabilitatea trecerii carburilor în nitruri se micșorează în următoarea ordine :

$$Zr \rightarrow Ti \rightarrow V \rightarrow Nb \rightarrow Cr \rightarrow Mn \rightarrow Fe \quad [6].$$

Formarea la temperatura de nitrurare a nitrurilor sau (și) a carburilor speciale sub formă de particule fin dispersate în matricea feritică a unei părți din zona de difuziune a stratului nitrurat al oțelurilor aliate duce la ridicarea durității acestei porțiuni prin efectul de consolidare prin dispersie. Aceste nitruri de dimensiuni submicroscopice fac ca zona în care se află să fie mai închisă la culoare după atacul metalografic [2]. Obținerea unor astfel de nitruri este posibilă dacă oțelul este aliat cu elemente generatoare de nitruri disperse. Efectul de durificare este proporțional cu suma acestora. Adîncimea de nitrurare descrește însă o dată cu creșterea conținutului elementelor generatoare de nitruri disperse din oțel. Explicația efectului inhibitor al elementelor formatoare de nitruri disperse, asupra creșterii stratului nitrurat constă în faptul că acestea leagă azotul sub formă de nitruri.

Nichelul și cobaltul, la care subgrupa *d* este completată mai mult cu electroni, nu prezintă, practic, tendința de formare a nitrurilor la nitrurarea oțelului aliat, deși se cunosc nitrurile acestor elemente. Astfel, aceste elemente nu contribuie la durificarea prin dispersie a zonei de difuziune a stratului nitrurat. Ușurința formării nitrurilor (ca și a carburilor) crește în următoarea succesiune a elementelor de aliere : $Ni \rightarrow Co \rightarrow Fe \rightarrow Mn \rightarrow Cr \rightarrow Mo \rightarrow W \rightarrow Nb \rightarrow V \rightarrow Ti \rightarrow Zr$. În aceeași succesiune crește și stabilitatea lor [6].

Duritatea ridicată a zonei de difuziune a stratului nitrurat la oțeluri aliate se datorează nu numai proceselor de separare a nitrurilor la temperatura de nitrurare, ci și mai marii solubilități a azotului în ferita aliată cu elemente tranziționale. Azotul dizolvat conduce la dezvoltarea unor microtensiuni ridicate, a căror relaxare sub pragul de recristalizare este dificilă. La răcire se formează o suprasaturare a soluției solide α care duce la precipitarea fazei γ' aliate și a nitrurilor elementelor de aliere care ridică suplimentar duritatea. Nitrurile precipitate, care ridică duritatea zonei de difuziune a stratului nitrurat, sînt particule submicroscopice de tipul zonelor Guinier-Preston coerente sau parțial coerente cu efect mare de durificare. Totodată, schimbarea volumului specific față de cel al soluției este în general mult mai mare la formarea fazei γ' aliate, care se formează în condițiile de creștere a volumului, decît în cazul formării fazei γ' nealiate, la care are loc o scădere de volum [8], [6], [2], [1]. Una din cele mai importante nitruri aliate γ' care contribuie la durificarea zonei de difuziune se formează cu aluminiu $(Fe, Al)_4N$.

Datorită acțiunii diferite a elementelor de aliere, în cadrul mecanismelor de durificare prezentate, alierea cu mai multe elemente permite varierea într-o gamă largă a nitrurabilității oțelurilor.

Influenţa conţinutului de carbon asupra durităţii stratului nitrurat al oţelurilor aliate se manifestă prin scăderea acesteia o dată cu creşterea concentraţiei în carbon a oţelului. Explicaţia acestui fenomen, dată în lucrarea [9], este aceea că, pentru conţinuturi ridicate în carbon ,carburile speciale sînt în număr mai mare, iar transformarea acestora în carbonitruri, după varianta „in situ", nu duce la schimbări importante ale mărimii şi ale distribuţiei originale a acestora şi, astfel, efectul de durificare este mai mic. Trebuie să se ţină seamă însă că un conţinut mai ridicat de carbon în oţel duce la obţinerea unor caracteristici de rezistenţă mai bune în miezul piesei.

Azotul împreună cu carbonul şi elementele de aliere poate forma în zona de difuziune carbonitruri. Cantitatea de carbonitruri poate fi ridicată prin creşterea simultană a conţinutului de azot şi carbon din oţel.

Stratul nitrurat ionic

La nitrurarea ionică, faţă de nitrurarea clasică, apare în plus efectul de pulverizare catodică care influenţează zona din exterior a stratului nitrurat.

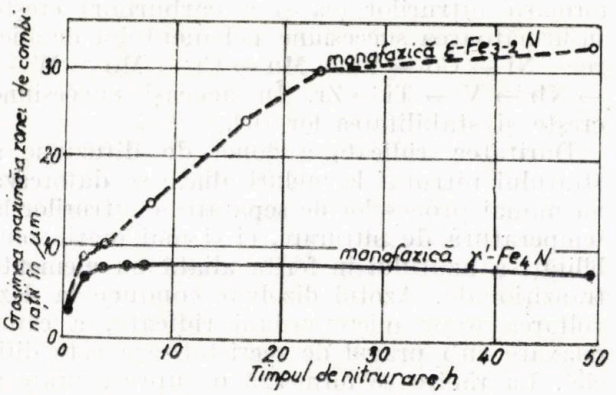


Fig. 3. Creşterea zonei de combinaţii în timpul nitrurării ionice [4]

Pulverizarea catodică constă în eliberarea de particule grele din materialul catodului (atomi neutri şi ioni), sub acţiunea bombardamentului ionic, şi are ca rezultat erodarea superficială a acestuia. Erodarea superficială a pieselor la nitrurarea ionică acţionează, desigur, asupra zonei de combinaţii, datorită poziţiei superficiale a acesteia, limitînd dezvoltarea ei. Datorită acestui fapt, la nitrurarea ionică se obţin, în general, următoarele configuraţii de strat nitrurat :

— zonă de difuzie ;
— zonă de difuzie plus zonă de combinaţie γ' ;
— zonă de difuzie plus zonă de combinaţie ε.

Straturi nitrurate cu zona de combinaţie bifazică (γ' plus ε) se întîlnesc rar la nitrurarea ionică, datorită limitării creşterii zonei de combinaţii prin efectul de erodare al pulverizării catodice. Atomii de azot, fiind mai uşori, se pulverizează mai intens şi, deci, probabilitatea de descompunere a nitrurilor este cu atît mai mare cu cît este mai mare conţinutul lor de azot.

Nitrurarea ionică a fierului sau a oţelului cu conţinut mic de carbon, în atmosferă fără carbon, produce zona de combinaţii γ'. Adăugarea unui gaz care conţine carbon la atmosfera de nitrurare (carbonitrurare ionică) duce la formarea unei zone de combinaţii ε. În figura 3 se poate observa efectul de limitare a creşterii zonei de combinaţii care se manifestă la nitrurarea şi carbonitrurarea ionică datorită pulverizării catodice.

BIBLIOGRAFIE

[1] Atanasova, J., R. : *Zur Natur der hohen Härte bei Nitrierstählen.* În : Härterei Technische Mitteilungen, R.F.G., nr. 1, 1979 p. 10.

[2] Chatterje-Fischer, R. : *Überblick über das Nitrieren und Nitrocarburieren.* In : Härterei Technische Mitteilungen, R.F.G., nr. 1, 1983, p. 37.

[3] Iancu, V., D. : *Influenţa deformării la rece asupra tratamentelor termochimice.* Teză de doctorat, Institutul Politehnic Cluj-Napoca, 1985.

[4] Keler, K. : *Formation des couches en nitruration ionique de matériaux ferreux.* Electrodeposition an Surface Treatment, nr. 1, 1972/73, Lausanne.

[5] Lahtin, Ju., M. şi Arzamasov, B., N. : *Himikotermiceskaia obrabotka metallov.* Moscova, Metallurgiia, 1985.

[6] Lahtin, Ju., M. şi Kogan, Ja., D. : *Azotirovanie stali.* Moscova, Maşinostroienie, 1976.

[7] Michel, H. şi Gantois, M. : *Elaboration, transformation and mechanical properties of layers obtained by ionic nitriding.* Industrial application and recent developments. Proceedings of the 18th. International conference on heat treatment of materials U.S.A. 6—8 May, 1980.

[8] Mittemeijer, E., J. : *Gitterverrzerrungen in nietriertem.* Härterei Technische Mitteilungen, nr. 2, 1981, p. 60.

[9] Spies, H., J. şi Hohmer, S. : *Beitrag zum kontrollierten Gasnitrieren von Eisenwerkstoffen.* În : Härterei Technische Mitteilungen, R.F.G., nr. 1, 1984, p. 3.

Dr. ing. Sara Constantintescu,
ing. Doina Anton și
ing. P. Nicolae
ICEM

Defecte de structură ale aliajelor sinterizate WC—Co

CZ: 669.018;622.785

Aliajele dure sinterizate sînt materiale care apelează la o gamă largă de operații specifice metalurgiei pulberilor, din care se disting: măcinarea materiilor prime, omogenizarea pulberilor de carbură de wolfram și cobalt, formarea prin presare și prin sinterizare.

Aceste aliaje cuprind două faze: carbură de wolfram și fază liant (soluție solidă de wolfram și carbon în cobalt).

Este unanim recunoascută influența negativă a neomogenităților de compoziție chimică și de granulație a materiilor prime asupra structurii fazei liant, asupra dimensiunii grăunților de carbură de wolfram și implicit asupra proprietăților produsului sinterizat [1] — [5].

Prin măcinare și omogenizare se obțin unele amestecuri de pulberi omogene, cu proprietăți izotrope. Un caz ideal îl constituie distribuția cobaltului în așa fel încît să îmbrace, sub formă de peliculă, fiecare granulă de carbură de wolfram.

Conținutul total de carbon influențează major sinterizarea aliajelor WC-Co. Astfel, în afară de WC și de faza liant, se pot separa și alte faze: la conținuturi scăzute de carbon se separă carburile mixte de tip M_6C, denumite fază eta, iar la conținuturi ridicate de carbon se separă carbonul liber sub formă de „porozitate de carbon".

Lucrarea își propune să evidențieze, prin studii de microscopie optică și electronică defecte de structură care pot apare în aliajele dure sinterizate din sistemul WC-Co, în condițiile folosirii unor materii prime cu neomogenități de compoziție chimică și granulometrică

Metoda experimentală

Pentru studiu au fost folosite două sorturi de pulbere: WC-6Co și WC-15Co.

Tabelul 1

Sortul	D_m Fisher Unitatea de măsură	Liant de presare, %	Compoziția chimică, %				
			C_{total}	C_{liber}	Co	Fe	O_2
WC—6Co	1,31	1,95	5,55	0,06	6,20	0,06	0,26
WC—15Co	1,45	2,01	5,46	0,07	14,48	0,06	0,27

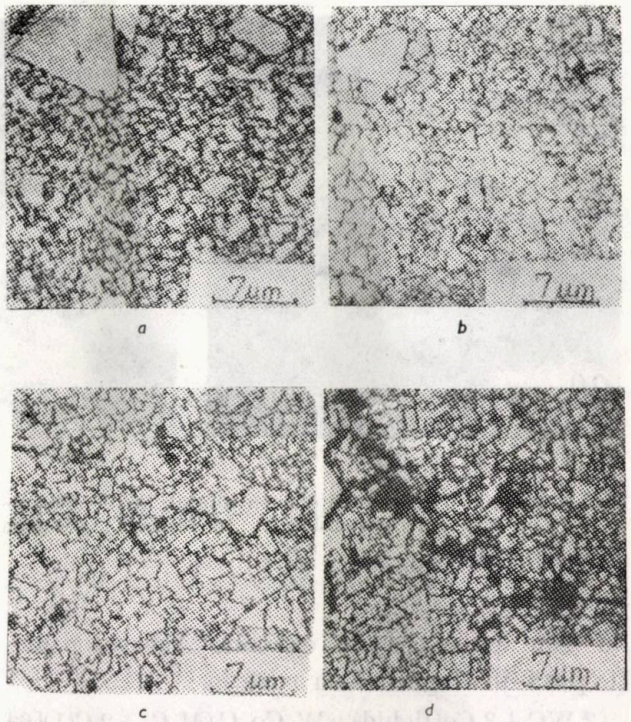
Caracteristicile fizice și chimice ale amestecurilor omogenizate de pulberi sînt prezentate în tabelul 1.

Epruvetele de $5 \times 5 - 35$ mm au fost presate și supuse regimului termic de sinterizare în atmosferă de hidrogen.

Studiile su fost efectuate pe un microscop optic de tip Reichart și pe un microscop electronic prin transmisie de tip JEM 100 CX, utilizînd probe metalografice pregătite prin metode clasice și pe folii transparente obținute prin subțiere electrolitică.

Rezultate experimentale

Analiza prin microscopie optică a evidențiat existența următoarelor defecte: grăunți cu dimensiuni foarte mari proveniți în urma unei măcinări defectuoase (fig. 1, *a*), poro-



a *b* *c* *d*

Fig. 1. Microdefecte în aliajul WC—Co: *a* — grăunți mari de Wc; *b*, *c* — carbon liber; *d* — fază eta

zitate de carbon (carbon liber) (fig. 1 *b*, *c*) și fază eta (fig. 1, *d*). Din imaginile prezentate se observă că separarea carbonului liber are loc la limita grăunților mari de carbură, care favorizează uneori apariția unor microfisuri (fig. 1, *c*). Faza eta apare sub formă dantelată, dispersată, ceea ce sugerează o depășire a temperaturii de sinterizare.

Existența, la prima vedere contradictorie, a porozității de carbon alături de faza eta semnalează prezența unor neomogenități de compoziție chimică : zone decarburate alături de zone cu exces de carbon. Aceasta poate fi pusă în legătură cu reacția :

$$3\,WC + 3\,Co(lichid) \rightarrow W_3Co_3C\,(M_6C) + 2\,C(1)[6]$$

care are loc la temperatura de sintetizare.

Compoziția aproximativă a fazei eta (W_3Co_3C) este indicată de valoarea parametrului de rețea care rezultă din imaginile de difracție electronică obținute prin microscopie electronică de transmisie :

M_6C cu $a_a \simeq 11{,}08$ Å(fig. 2)

În general, această fază apare sub forma unor insule cu orientarea rețelei cristaline constantă pe distanțe mari și fără limite de grăunți ; pare a crește direct din matrice fără a influența dimensiunea granulelor de WC, având o structură fără defecte, cu aspect sticlos. Uneori, apar granule de WC nedizolvate, înconjurate de rețele fine de dislocații (fig. 2, *c*). Aceste observații, corelate cu dimeni

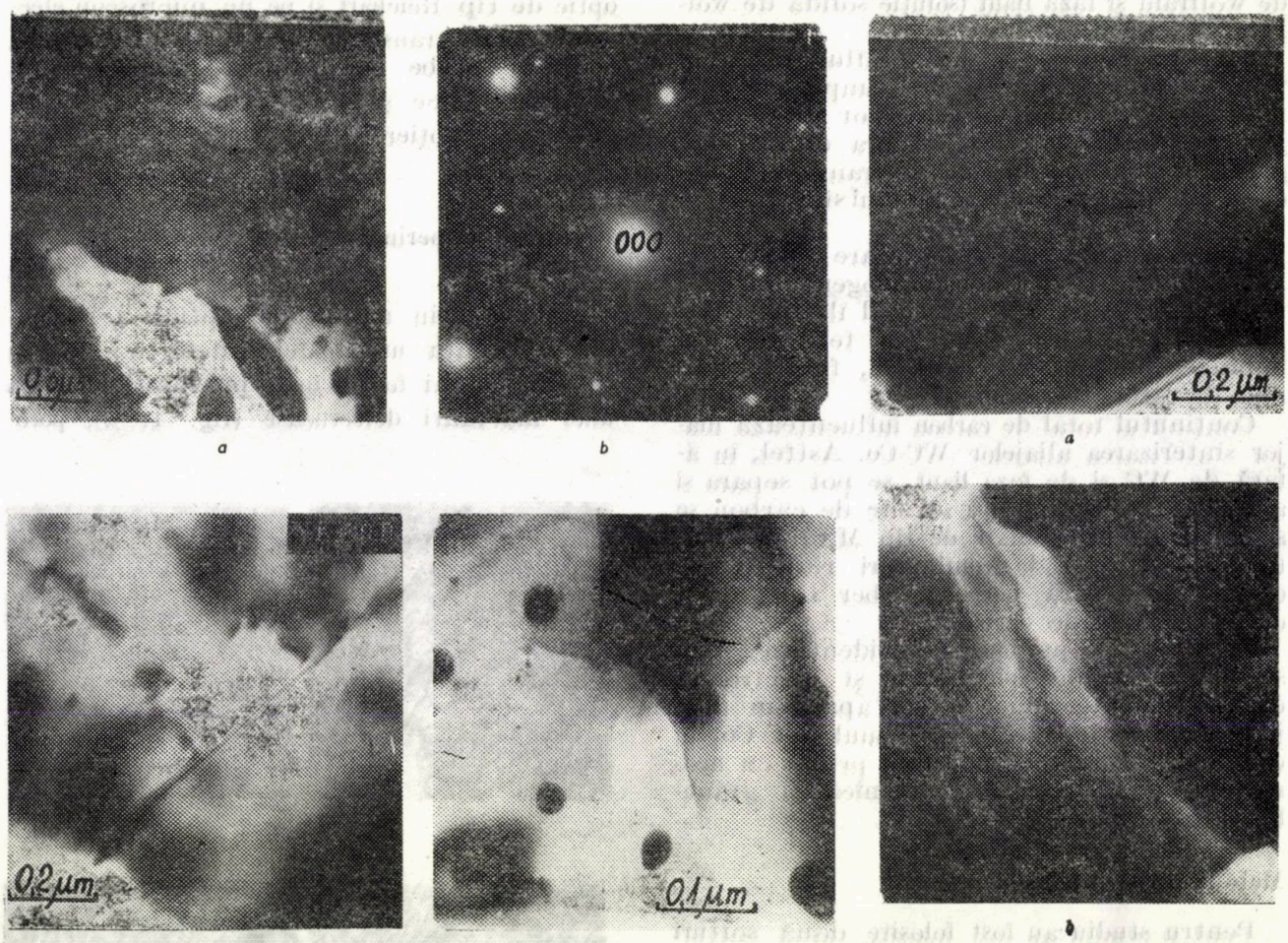


Fig. 2. Imagini TEM a fazei eta în aliajul WC — Co : *a* — faza eta ; *b* — SAD pe faza eta ; *c* — dislocații în faza eta ; *d* — separări de carbon

Fig. 3. Defecte de rețea în faza liant (Co) : *a* — dis locații ; *b* — defecte de împachetare

siunile mari ale acestei faze care se întinde peste mulți grăunți de WC, sugerează ideea că nu există o corelație între distribuția fazei WC și a fazei eta [6].

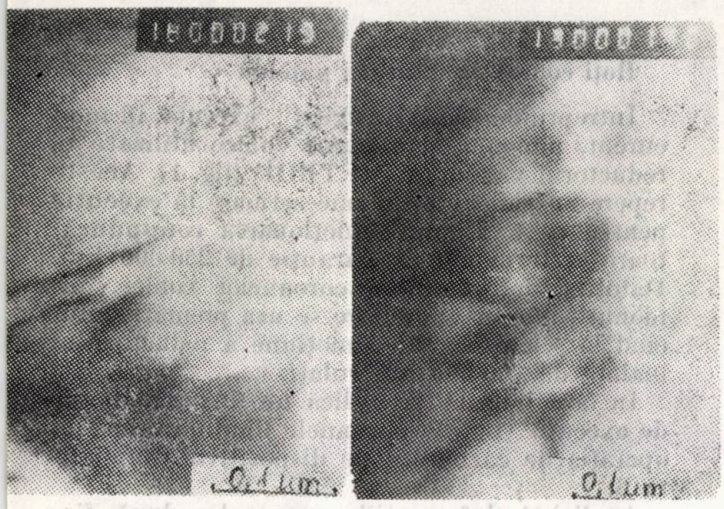


Fig. 4. Dislocații în granulele de WC : *a* — aliaj cu 6% Co ; *b* — aliaj cu 15% Co

De asemenea, s-a evidențiat existența unor microparticule la joncțiunea WC/Co și chiar în interiorul fazei liant (fig. 2, *d*). Aceste particule, care nu au putut fi indentificate prin difracție electronică datorită dimensiunilor reduse (Ø 600 Å) pot fi precipitate de carbon sub formă de grafit, care însoțesc reacția (1) de formare a fazei eta.

Izolat, s-au pus în evidență defecte de rețea în faza liant (dislocații lineare și defecte de împachetare) (fig. 3 *a*, *b*).

În timpul presării, granulele de carbură de wolfram suferă un proces de deformare în care o parte din energia de deformare este preluată de rețeaua cristalină și ca urmare se dezvoltă dislocații (fig. 4 *a*,*b*). La sinterizare, sub acțiunea efectului termic au loc interacțiuni între dislocații care duc fie la anihilarea lor, fie la blocarea sub formă de rețele. Este de subliniat faptul că, în cazul unui conținut ridicat de cobalt, densitatea de dislocații este mai mică datorită preluării acestora într-o măsură mai mare de către faza liant (aliaj WC-15Co) [5].

Concluzii

Analiza microscopică efectuată pe cele două tipuri de aliaje a evidențiat existența următoarelor defecte : granulație neuniformă și porozitate datorate pregătirii necorespunzătoare a amestecurilor de pulberi (materie primă) ; separări de carbon liber și fază eta datorate neomogenității chimice a aliajului ; defecte de rețea induse în procesele de măcinare-presare-sinterizare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lardner, E. : În : Powder Metallurgy, S.U.A., vol. 21, nr. 2, 1978, p. 65.

[2] Snowball, R., F., Milner, D., R. În : Powder Metallurgy, S.U.A., vol. 11, nr. 21, 1968, p. 23.

[3] Yang, J., Kim, D., Y. Eun, K., Y. În : Powder Metallurgy International, S.U.A., nr. 2, 1986, p. 62.

[4] Jonsson, În : Planseeberichte für Pulvermetallurgie, R.F.G., vol. 21, nr. 3, 1973, p. 187.

[5] Nicolae, P., Constantinescu, Sara, Anton, Doina, Andreica, D., Grigorescu, D. : *Aspecte privind structura unor aliaje dure sinterizate din sistemul WC—Co.* Sesiunea de comunicări științifice ICEM, 1986.

[6] Sarin, V., K. În : Modern Developments in Powder Metallurgy, S.U.A., vol. 10, p. 553.

The Institute of Metals din Marea Britanie organizează în anul 1990 la Centrul de Conferințe Wembley din Londra CONFERINȚA INTERNAȚIONALĂ DE METALURGIA PULBERILOR PM'90.

Se solicită lucrări care vor fi prezentate în mai multe secțiuni. Tematica generală a conferinței este: *Cercetarea și dezvoltarea metalurgiei pulberilor la nivelul anilor 1990.*

În timpul conferinței se organizează o Expoziție internațională a producătorilor de pulberi, de materiale sinterizate și de echipamente pentru metalurgia pulberilor.

Conferința este organizată sub egida FEDERAȚIEI EUROPENE DE METALURGIA PULBERILOR.

Adresa ; The Institute of Metals
1 Carlton House Terrace
London SWIY 5DB
UK

Considerații practice asupra deformațiilor care apar la tratamentele termice și termochimice

Ing. D. Crăciun
Intreprinderea „23 August" București

CZ: 785.019

Idealul oricărui termist este ca, după operațiile termice, piesele tratate să-și păstreze forma și dimensiunile inițiale.

Problema deformațiilor a fost mult analizată dar fără a fi rezolvată în totalitate. Cu toate măsurile severe care se iau prin prescripții tehnologice, deformațiile apar, producînd serioase greutăți în producție. Din acest motiv, se încearcă orice procedeu prin care să se realizeze nu piese *fără deformații*, ci piese *cu deformații minime*.

Mărimea deformației este dată, în primul rînd, de precizia de execuție a piesei. De exemplu, o osie de locomotivă care se tratează termic, după o prelucrare eboș, dacă are o abatere de la axialitate de doi, trei milimetri, se spune, greșit, că este deformată, pe cînd o bucșă tachet, cu diametrul de 60 mm și cu toleranțe de la + 0,050 la + 0,075 mm, dacă după operația de nitrurare prezintă o abatere de 0,005 mm, este considerată rebut datorită deformației.

Din aceste motive, atunci cînd se vorbește despre deformații, trebuie să se precizeze gradul de abatere de la cotele inițiale.

În practica tratamentelor termice și termochimice, cînd o piesă nu are toleranțe date într-un domeniu restrîns sau cotele rezultate după operațiile termice sînt corectate de adaosurile tehnologice mari, se spune că nu s-au obținut deformații. Este o greșeală care va majora costurile de fabricație, va reduce fiabilitatea produsului sau îl va scoate din funcțiune încă de pe bancul de probă. Problemele ridicate de cîteva din reperele tratate termic și procedeele aplicate în vederea diminuării deformațiilor vor fi analizate în cele ce urmează.

Roți conice cu dantura paloidă

Întreprinderea „23 August" execută, în mod curent, pinioane și coroane conice utilizate la reductorul vagonului METROU (fig. 1). Aceste repere au ridicat probleme serioase în execuție pentru a se asigura funcționarea corespunzătoare în termenul de garanție de 250 000 km. Datorită deformațiilor coroanelor conice, pinionul conic de angrenare se uza prematur, ducînd la scoaterea din funcțiune a reductorului înainte de 100 000 km rulați.

În faza inițială se aplică un flux tehnologic de execuție (fig. 2), coroanele fiind introduse la operația de carburare pe dispozitivul din figura 3.

Analizînd deformațiile coroanelor după fiecare fază de execuție (danturare, carburare, călire, lepuire), s-au constatat abateri la operația de danturare (peste 6 sutimi, în loc de maximum 3 sutimi) și abateri foarte mari după operația de carburare. Călirea coroanelor în presă reducea aceste deformații dar nu suficient pentru încadrarea în prescripțiile beneficiarului.

S-au corectat dispozitivele de danturare care scoteau o dantură neuniformă și cu bătăi situate peste limita maximă admisă pentru faza finală de livrare.

Analizîndu-se forma deformațiilor produse la carburare, s-a considerat că dispozitivul și modul de așezare a coroanelor erau necorespunzătoare, chiar dacă după fiecare ciclu termic inelele, pe care se așezau coroanele, se rectifi, cau. De asemenea, s-a modificat fluxul tehnologic de execuție și tratament termic (fig. 4- pentru a se reduce numărul de încălziri și răcir)

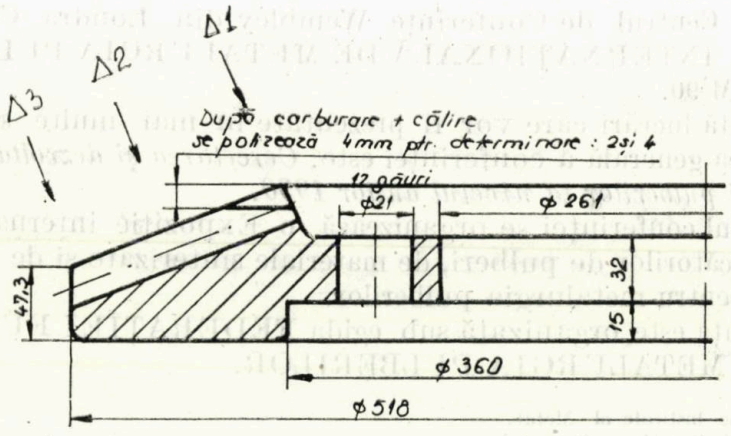


Fig. 1. Coroană conică pentru METROU: material: 17CrNiMo6; adîncimea stratului carburat: 1,5 ± 0,1 mm; duritatea stratului: 59 ± 1 *HRC*; duritatea miezului de dinte: 36—46 *HRC*; duritatea miezului piesei: 30—40 *HRC*; modul: 8; număr dinți: 43

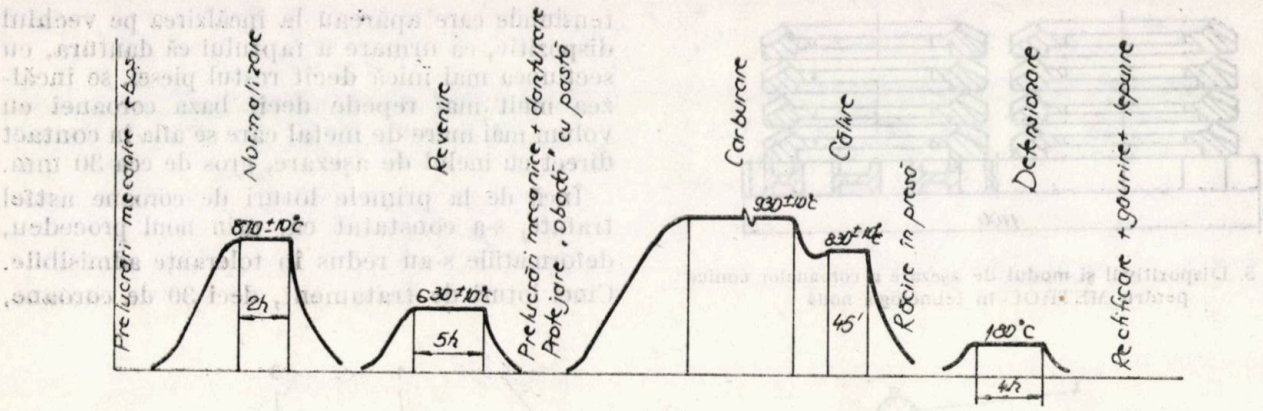


Fig. 2. Fluxul tehnologic și ciclul termic aplicat în faza inițială la coroana conică pentru METROU

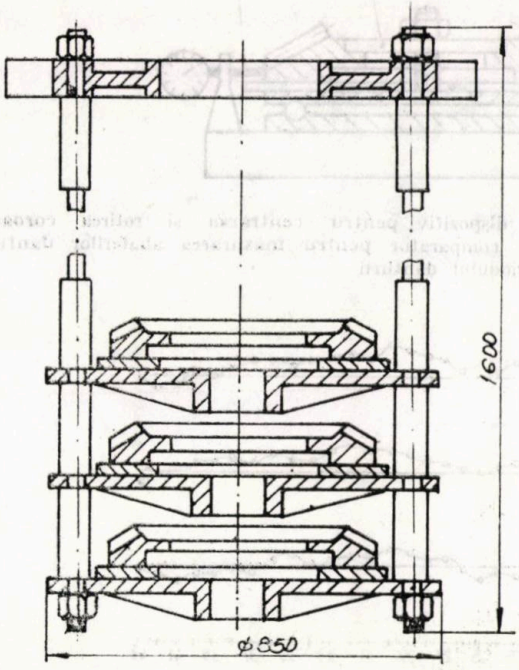


Fig. 3. Dispozitivul și modul de așezare a coroanelor conice pentru METROU în tehnologia veche

și pentru a se păstra aceeași bază tehnologică atît la danturare cît și la tratament termic.

Modificînd fluxul tehnologic de tratament termic, s-au schimbat dispozitivul și sistemul de așezare a coroanelor, s-au executat pe alt tip de cuptor operațiile termice, s-a schimbat și fluxul tehnologic de execuție a coroanelor conice. De asemenea, controlul operațiilor termice și termochimice s-a făcut mai riguros, pentru a se garanta atît calitatea coroanelor cît și a pinioanelor conice, efectuîndu-se următoarele verificări:

— controlul durității în strat: 100%;

— controlul durității în miezul dintelui, prin aplatizarea în vîrf de dinte: 100%;

— controlul durității pe obada coroanei: 100%;

— controlul adîncimii stratului carburat pe dintele aplatizat: 100%;

— verificarea microstructurii (carburi, austenită reziduală) și a adîncimii stratului decarburat, atît la coroane cît și la pinionul conic;

— determinarea carbonului marginal obținut după carburare, pe o probă de lot.

Utilizînd un dispozitiv gen fagure (fig. 5) care permite o încălzire uniformă și simultană a întregii suprafețe a coroanei, s-au eliminat

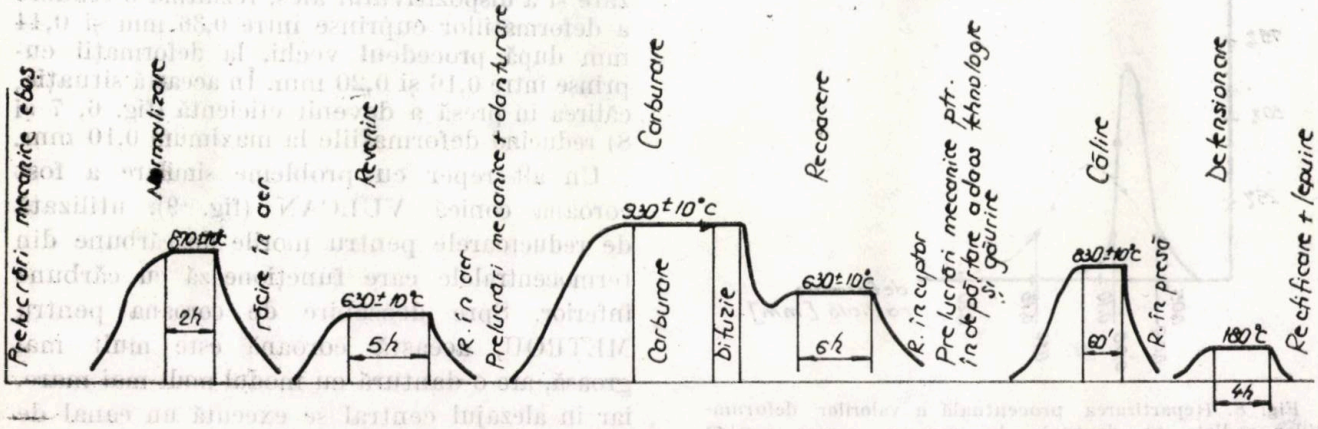


Fig. 4. Fluxul tehnologic și ciclul termic nou aplicat la coroanele conice pentru METROU

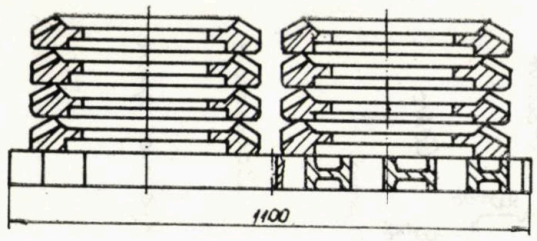


Fig. 5. Dispozitivul și modul de așezare a coroanelor conice pentru METROU în tehnologia nouă

tensiunile care apăreau la încălzirea pe vechiul dispozitiv, ca urmare a faptului că dantura, cu secțiunea mai mică decît restul piesei, se încălzea mult mai repede decît baza coroanei cu volum mai mare de metal care se afla în contact direct cu inelul de așezare, gros de cca 30 mm.

Încă de la primele loturi de coroane astfel tratate, s-a constatat că, prin noul procedeu, deformațiile s-au redus în toleranțe admisibile. Cinci loturi de tratament, deci 30 de coroane,

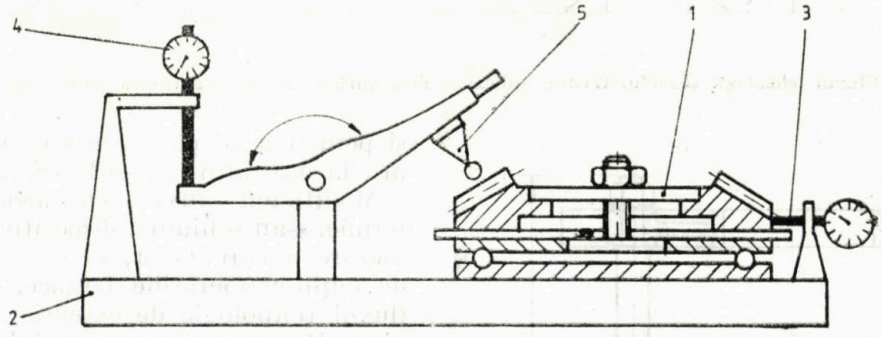


Fig. 6. Dispozitivul de control al deformațiilor coroanelor conice: dispozitiv pentru centrarea și rotirea coroanei; placa de bază; comparator pentru măsurarea ovalității coroanei; comparator pentru măsurarea abaterilor danturii; popic cu sferă dimensionată după modulul danturii

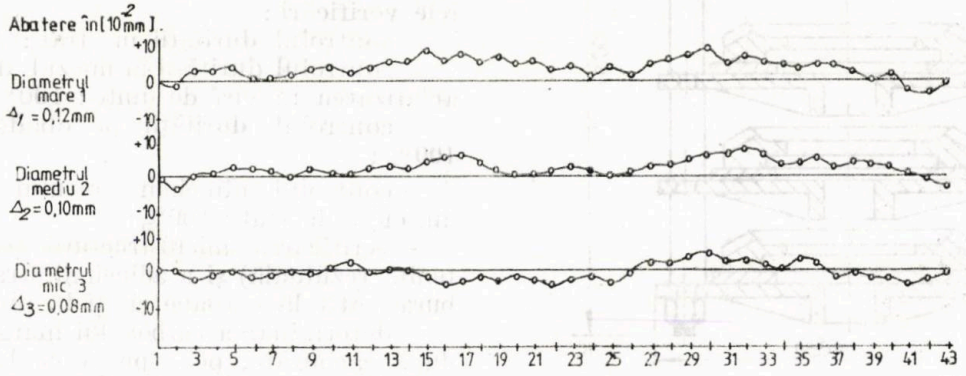


Fig. 7. Diagrama deformațiilor coroanelor conice pentru METROU după aplicarea ciclului termic din figura 4

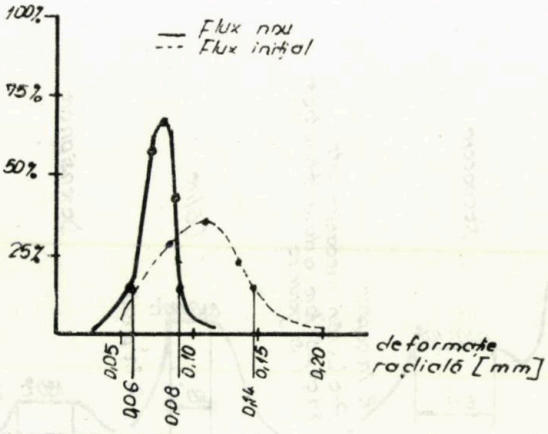


Fig. 8. Repartizarea procentuală a valorilor deformațiilor radiale, pe dantură, la coroane conice pentru METROU

au fost răcite lent după operația de carburare pentru a se verifica eficiența modului de așezare și a dispozitivului ales, rezultînd o scădere a deformațiilor cuprinse între 0,36 mm și 0,44 mm după procedeul vechi, la deformații cuprinse între 0,16 și 0,20 mm. În această situație, călirea în presă a devenit eficientă (fig. 6, 7 și 8) reducînd deformațiile la maximum 0,10 mm.

Un alt reper cu probleme similare a fost coroana conică VULCAN (fig. 9), utilizată de reductoarele pentru morile de cărbune din termocentralele care funcționează cu cărbune inferior. Spre deosebire de coroana pentru METROU, această coroană este mult mai groasă, are o dantură cu modul mult mai mare, iar în alezajul central se execută un canal de pană care îi strică simetria.

Aşezînd coroanele ca şi în figura 10, *a*, la care s-a încercat şi soluţia cu plăci interioare (în loc de inele) combinate cu aşezarea de discuri în partea superioară, pe post de capac al găurii centrale care să ducă la o încălzire cît mai uniformă, s-au obţinut deformaţii deosebit de mari (pînă la 0,48 mm bătaie măsurată pe dantură), în pofida faptului că secţiunea piesei era deosebit de mare. Asemenea deformaţii făceau ca răcirea în matriţă, în vederea călirii, să fie ineficientă, presa nefiind în stare să anuleze asemenea deformaţii.

Efectuînd diverse diagrame (fig. 11, *a*) şi schimbînd fluxul de execuţie a coroanei, s-a ajuns la o diagramă optimă (fig. 11, *c*) din punctul de vedere al deformaţiilor, dar necorespunzătoare ca productivitate.

Deoarece diagramele menţionate se realizau pe un cuptor tip cameră, cu bazin integrat cu ulei, obţinîndu-se o productivitate extrem de redusă, s-a revenit la cuptorul vertical, la dispozitivul iniţial, cu deosebirea că, de data aceasta, coroanele au fost aşezate cu dantura în jos, pe inel (fig. 14, *b*) pentru a crea posibili

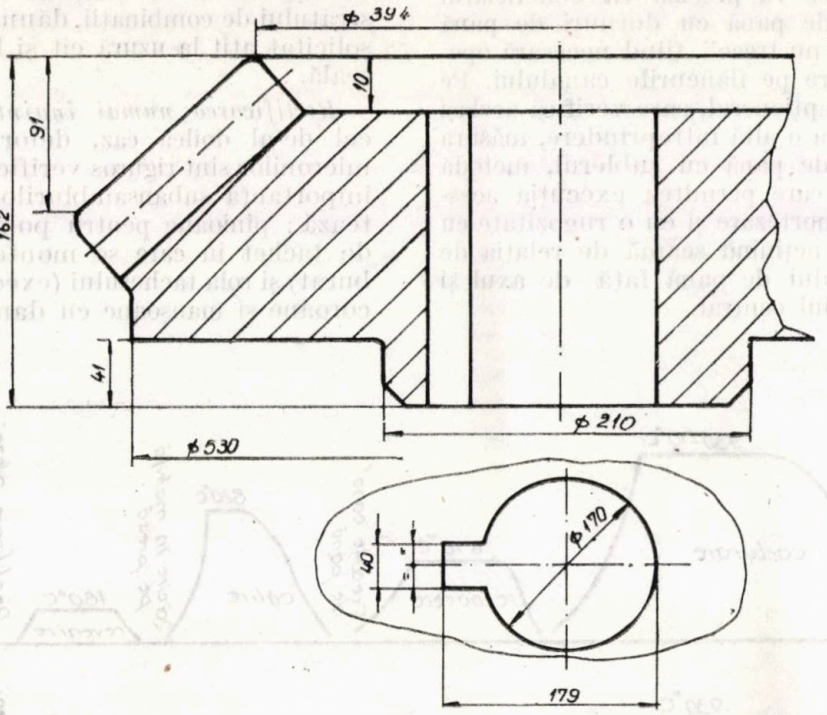


Fig. 9. Coroană conică pentru VULCAN: material: 21MoMnCr12; adîncimea stratului carburat: 1,6 ± 0,1 mm; duritatea stratului: 60 ± 2 *HRC*; duritatea miezului de dinte: 36–46 *HRC*; duritatea miezului piesei: 180–240 *HB*; modul: 8; numărul de dinţi: 29

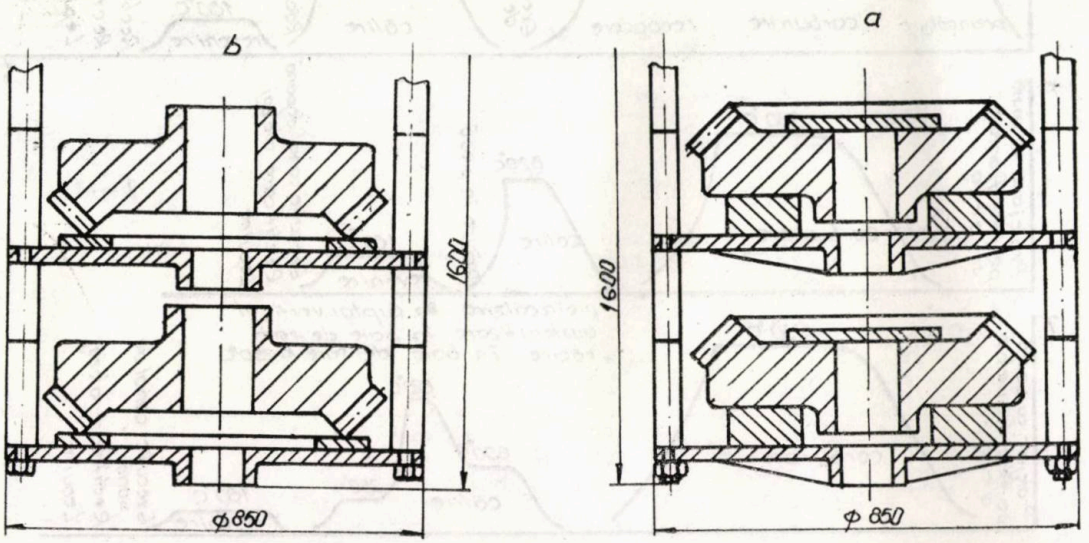


Fig. 10. Dispozitivul şi modul de aşezare a coroanelor conice VULCAN

tatea ca secțiunea cea mai mare a coroanei să se poată încălzi aproximativ în același timp cu dantura. De data aceasta, deformațiile obținute au fost atît de mici încît s-a renunțat la călirea în presă, recurgînd la diagrama din figura 11, *d*.

Deformațiile realizate prin acest ultim procedeu au dus la obținerea unor pete de contact satisfăcătoare, cu încadrare în norma de control al roților cu dantură paloidă.

Pentru a exemplifica cele prezentate în prima parte a lucrării, referitor la modul de abordare a deformațiilor, se va preciza că beneficiarul verifică canalul de pană cu dornuri de pană de tipul „trece și nu trece", fiind necesară operația de rectificare pe flancurile canalului. Pe de altă parte, recepționerul, care verifică același produs executat la o altă întreprindere, măsura cotele canalului de pană cu șublerul, metodă mult mai largă, care permitea execuția acestuia numai prin mortezare și cu o rugozitate cu mult peste 12,5, neținînd seamă de relația de centrare a canalului de pană față de axul și de cotele alezajului central.

Deformații ale pieselor nitrurate

În întreprinderea „23 August" reperele care se nitrurează se împart în două categorii:

Rectificare înainte și după nitrurare. Este vorba de tijele de compresor la care, prin rectificarea la maximum 50 μm pe rază, se corectează eventualele abateri de la axialitate, produse de nitrurare (lungimea tijelor fiind cuprinsă între 1 500 și 3 000 mm) precum și de bolțurile pentru pistoanele motoarelor Diesel care, după nitrurare, se rectifică pe o adîncime de maximum 25 μm, în scopul îndepărtării stratului de combinații, dăunător la acest produs solicitat atît la uzură cît și la forfecare și oboseală.

Rectificarea numai înainte de nitrurare. În cel de-al doilea caz, deformațiile de ordinul micronilor sînt riguros verificate avînd în vedere importanța subansamblurilor pe care se montează: pinioane pentru pompa de ulei; bucșe de tachet în care se montează tachetul (carburat) și rola tachetului (executată din RUL 1); coroane și manșoane cu dantură interioară (de

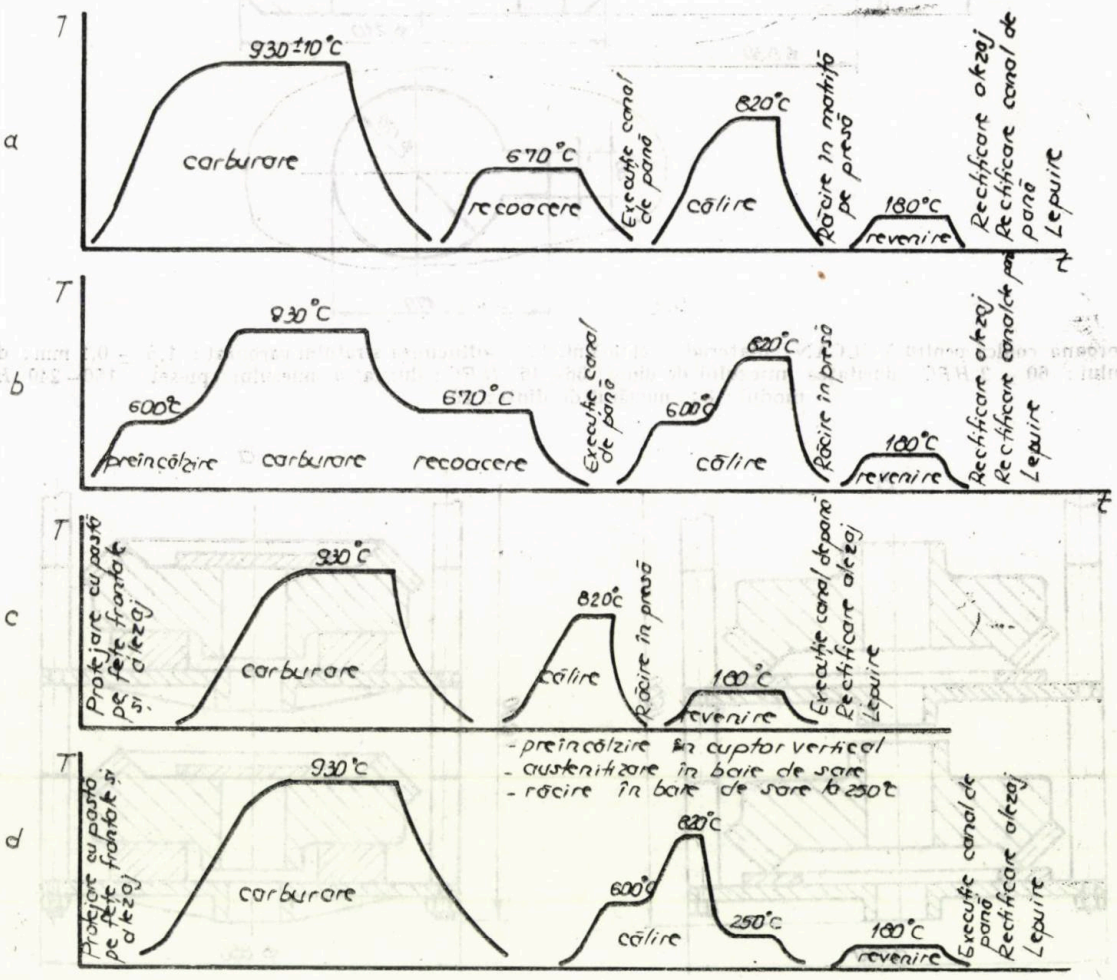


Fig. 11. Ciclurile termice experimentale la coroane conice pentru VULCAN

la transmisii) cu variații foarte mari de grosime și cu geometrie variabilă.

Bucșa de tachet de la motoarele Diesel cu 6, 8 sau 12 cilindri este un reper dificil prin asimetria și toleranțele sale de execuție extrem de strînse (fig. 12, 13). Din această cauză, încercările de a găsi un flux tehnologic optim de tratament au fost numeroase și anevoioase. În prezent, s-a stabilit varianta care poate să pară logică și simplă, dar care nu a rezolvat, totuși, păstrarea toleranțelor inițiale. Fluxul tehnologic este următorul: debitarea cu disc abraziv, recoacerea, prelucrările mecanice eboș, tratamentul termic de îmbunătățire pentru a se

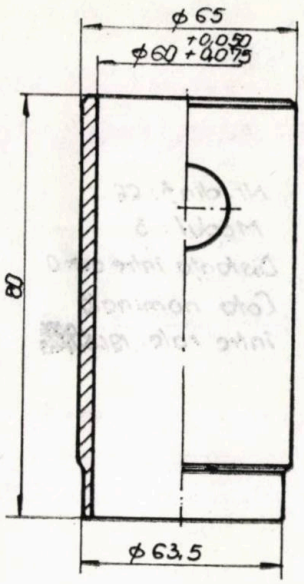


Fig. 12. Reper *„Bucșa Tachet"*, material OLC 45, nitrurat la $HV\ 5 \geqslant 450$: zona de combinații: minimum 10 μm; zona de difuzie: minimum 0,25 mm

obține o duritate de 250—300 *HB*, rectificarea eboș la interior, găurirea laterală, execuția restului de cote, detensionarea timp de patru ore la o temperatură cu 25°C sub temperatura de revenire, rectificarea fină la interior, preîncălzirea, nitrurarea în baie de sare tip TENIFFER, la temperatura de 575°C, timp de 90 minute, urmată de răcire, într-o topitură de NaOH la temperatura de 325°C, cu menținere 60 de minute, spălarea și curățirea.

Așa cum s-a precizat mai sus, această tehnologie „simplă" a fost prezentată pentru cei care au probleme similare. Este necesar, însă, să se precizeze un lucru esențial, și anume, jocul de cote. Pentru a obține, după nitrurare, cota de Ø 60, tolerată de la +50 μm la 75 μm, rectificarea fină dinaintea nitrurării se execută în toleranțe de la +25 μm la +50 μm, datorită faptului că, după nitrurare, bucșa se lărgește la interior.

Un alt reper dificil este manșonul cu dantură interioară (fig. 14) la care se pot observa variațiile de secțiune (desenul fiind executat la scară), geometria variabilă și asimetria pe înălțime. Pentru o angrenare corectă sînt importante ovalitatea, cotele și toleranțele danturii, precum și perpendicularitatea dintre axul alezajului, pe fondul căruia s-a executat

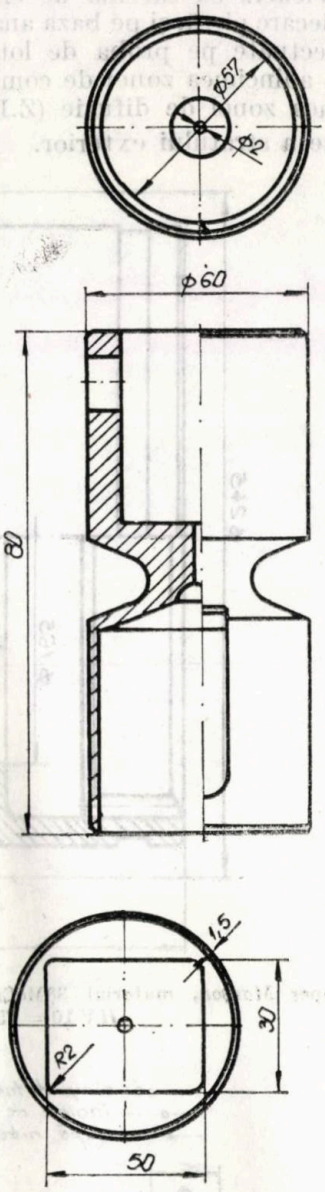


Fig. 13. Reper *Tachet*, material 18MnCr10, carbonitrurat la $HV\ 10 = 700—750$ și h = 0,15—0,35 mm

dantura, și planul în care se află gulerul transversal. Diferența dintre deformațiile obținute după prima tehnologie și cele obținute după tehnologia de mai jos se observă în figura, 15, *c*. Dintre valorile toleranțelor verificate, s-au reprezentat grafic valorile rezultate din măsurarea bătăii danturii la manșoanele executate în decursul a opt luni după următorul flux tehnologic: forjare pe dorn (cu gaură), normali-

zare, recoacere, prelucrări mecanice eboș, călire la 930°C două ore, revenire timp de șase ore la temperatura de 620°C, danturare eboș, detensionare cinci ore la temperatura de 550°C, rectificarea și finisarea danturii și nitrurare conform ciclului termic din figura 16. Calitatea pieselor este atestată pe baza măsurătorilor de duritate Vickers cu sarcină de cinci kg, efectuate pe fiecare piesă, și pe baza analizei metalografice efectuate pe proba de lot, pe care se determină adîncimea zonei de combinații (Z.C.) și adîncimea zonei de difuzie (Z.D.), a valorii de duritate a stratului exterior.

Probele pentru analiza metalografică se obțin prin sacrificarea unui manșon înainte de nitrurare. Se scot, prin strunjire, inele care cuprind cele două zone danturate, după care acestea se segmentează pe lungimi de cîte trei dinți. Fiecare segment de trei dinți va însoți cîte un lot de nitrurare alcătuit din cîte 18 manșoane.

Deformațiile pieselor constituie un capitol din problematica defectelor de tratamente termice și termochimice. În principiu, deformațiile pot fi controlate prin adoptarea unor tehnologii adecvate, în funcție de marca de oțel utilizat, de modul de obținere a semifabricatului (la-

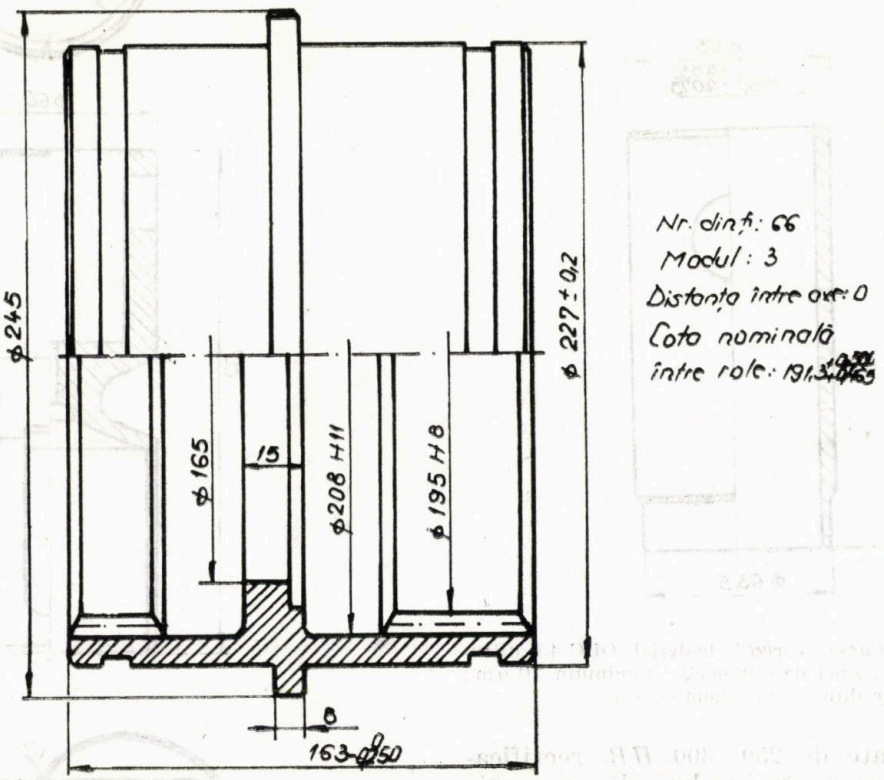


Fig. 14. Reper *Manșon*, material 38MoCrAl 09, nitrurat: duritatea miezului: $HB = 290-340$; duritatea stratului: $HV\,10 = 750-900$; adîncimea stratului: $h = 0,35-0,55$ mm

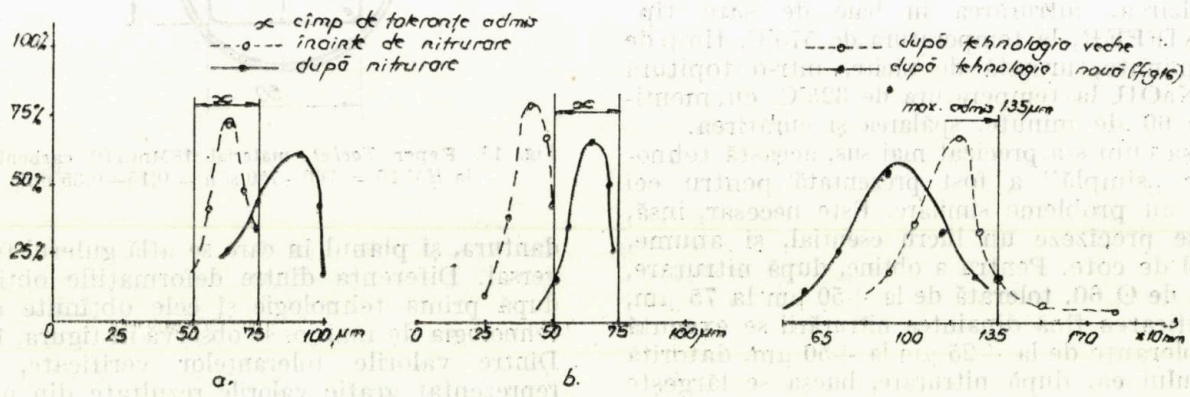


Fig. 15. Repartizarea procentuală a valorilor deformațiilor obținute pe piese nitrurate: *a* — măsurători efectuate pe *bucșă tachet* nitrurată în flux tehnologic inițial; *b* — măsurători efectuate pe *bucșă tachet* nitrurată în flux tehnologic nou; *c* — măsurători efectuate pe *manșoane*

Tabelul 1

Tipul tratamentului aplicat	Abaterea dimensională, mm				Zona măsurată	Abaterea
	înainte de tratamentul termic	după carburare	după călire	după corectarea danturii		
Coroane conice tratate conform diagramei din figura 11, *a*	0,01	0,38	0,08	0,01	planitate	Deformația maximă măsurată
	0,07	0,20	0,07	0,06	bătaie dantură	
	0,01	0,17	0,14	0,01	planitate	Deformația minimă măsurată
	0,06	0,17	0,08	0,07	bătaie dantură	
Coroane conice tratate conform diagramei din figura 11,*b*	0,01	0,30	0,17	0,01	planitate	Deformația maximă măsurată
	0,05	0,20	0,12	0,06	bătaie dantură	
	0,02	0,20	0,20	0,01	planitate	Deformația minimă măsurată
	0,06	0,17	0,13	0,07	bătaie dantură	

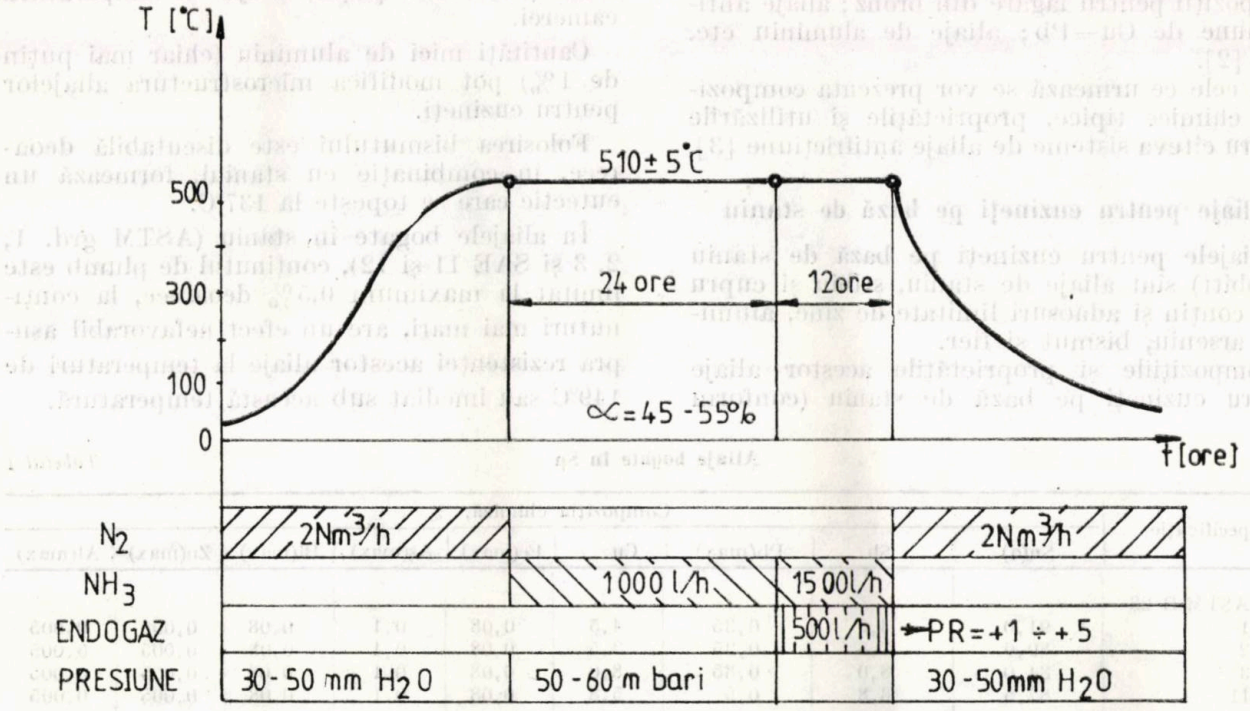


Fig. 16. Ciclu termochimic de nitrurare pentru oțel marca 38MoCrAl09

minare, forjare, matrițare), de operațiile termice impuse, de dispozitivele utilizate și de utilajele de tratament din dotare. Dar nu același lucru se poate spune despre piesele executate în regim de unicat. Niciodată nu se poate preciza, din faza de elaborare a tehnologiei, că o anumită piesă, tratată termic, va rezulta cu deformații admise în toleranțele de execuție. Chiar și la o producție de serie, o tehnologie, verificată practic, poate să ducă la un moment dat la obținerea unor deformații anormale. Fiecare marcă de oțel, fiecare șarjă de elaborare a oțelului dă rezultate diferite în menținerea și stăpînirea deformațiilor.

Rețete universale pentru obținerea pieselor fără deformații nu există. Există soluții pentru diminuarea deformațiilor, soluții care trebuie modificate, îmbunătățite, de la caz la caz, prin tatonări, prin încercări și verificări practice. Rolul acestei lucrări a fost tocmai de a da cîteva soluții practice. Pentru cei care au produse similare, acestea pot constitui o bază de la care se pleacă în stabilirea unor tehnologii care să ducă la obținerea unor produse cu deformații care să se încadreze în toleranțele de execuție și montaj.

Sisteme de aliaje utilizate ca aliaje antifricțiune pentru cuzineți

(Lucrarea de sinteză)

Prof. dr. ing. Maria Petrescu,
dr. ing. Mihaiela Isac
fiz. D. Bojin și ing. Mariana Călin
Institutul Politehnic București

ing. I. Radu și ing. Gh. L. Morean
I.A.M.N. București

CZ : 621.893

Aliajele antifricțiune, numite și compoziții pentru lagăre de alunecare, sînt utilizate ca aliaje pentru turnarea cuzineților.

În funcție de tipul constructiv al cuzineților (monobloc, bimetalic sau trimetalic), la turnarea acestora sînt utilizate, frecvent, o mare varietate de sisteme de aliaje care cuprind : aliaje pe bază de staniu, de plumb și de cupru ; compoziții pentru lagăre din bronz ; aliaje antifricțiune de Cu—Pb ; aliaje de aluminiu etc. [1], [2].

În cele ce urmează se vor prezenta compozițiile chimice tipice, proprietățile și utilizările pentru cîteva sisteme de aliaje antifricțiune [3].

Aliaje pentru cuzineți pe bază de staniu

Aliajele pentru cuzineți pe bază de staniu (Babbitt) sînt aliaje de staniu, stibiu și cupru care conțin și adaosuri limitate de zinc, aluminiu, arseniu, bismut și fier.

Compozițiile și proprietățile acestor aliaje pentru cuzineți pe bază de staniu (conform STAS 202/80, ASTMB23 și SAE) sînt prezentate în tabelele 1, 2, 3, 4, 5, 6.

Prezența zincului în general nu este favorabilă, avînd un efect deosebit asupra microstructurilor anumitor aliaje pentru cuzineți.

Arseniul determină creșterea rezistenței la un efect similar la 38°C, dar nu influențează deloc (sau foarte puțin) aliajul la temperatura camerei.

Cantități mici de aluminiu (chiar mai puțin de 1%) pot modifica microstructura aliajelor pentru cuzineți.

Folosirea bismutului este discutabilă deoarece, în combinație cu staniul, formează un eutectic care se topește la 137°C.

În aliajele bogate în staniu (ASTM grd. 1, 2, 3 și SAE 11 și 12), conținutul de plumb este limitat la maximum 0,5% deoarece, la conținuturi mai mari, are un efect nefavorabil asupra rezistenței acestor aliaje la temperaturi de 149°C sau imediat sub această temperatură.

Aliaje bogate în Sn *Tabelul 1*

Specificație	Compoziția chimică, %								
	Sn(a)	Sb	Pb(max)	Cu	Fe(max)	As(max)	Bi(max)	Zn(max)	Al(max)
Aliaj ASTM B 23									
Aliaj 1	91,0	4,5	0,35	4,5	0,08	0,1	0,08	0,005	0,005
Aliaj 2	89,0	7,5	0,35	3,5	0,08	0,1	0,08	0,005	0,005
Aliaj 3	84,0	8,0	0,35	8,0	0,08	0,1	0,08	0,005	0,005
Aliaj 11	87,5	6,8	0,5	5,8	0,08	0,1	0,08	0,005	0,005
Aliaje SAE									
SAE 11	86,0	6,0—7,5	0,5	5,0—6,5	0,08	0,1	0,08	0,005	0,005
SAE 12	88,0	7,0—8,0	0,5	3,0—4,0	0,08	0,1	0,08	0,005	0,005

a) Valori impuse de ASTM; specificații minime pentru aliajele SAE

Proprietățile mecanice ale aliajelor bogate în Sn *Tabelul 2*

Aliajul	Limita de curgere la compresiune, N/mm²		Rezistența la rupere la compresiune, N/mm²		Duritatea, *HB*		Temperatura solidus °C	Temperatura lichidus, °C	Temperatură de turnare, °C
	la 20°C	la 100°C	la 20°C	la 100°C	20°C	100°C			
1	30,3	18,3	88,6	47,9	17	8	223	321	440
2	42,1	20,7	102,7	60,0	24,5	12	241	354	425
3	45,5	21,7	121,3	68,3	27	14,5	240	422	490

Observații :
HB pentru o sarcină de 500 kg și diametrul bilei de 10 mm; timp de apăsare 30 s; limita de curgere determinată pentru o deformare remanentă de 0,125%, iar rezistența la rupere pentru o deformare de 25%.

Aliaje pentru cuzineți sărace în Sn *Tabelul 3*

ASTM B23	Compoziția chimică, %							Aplicații
	Pb	Sn	Sb	Cu	As	Mg	Alte elemente	
Aliaj 7 SAE J460Nr14 75Pb-15Sb-10Sn	rest	9,3–10,7	14–16	max 0,5	0,3–0,6	Fe Bi Zn Al	max. 0,1 max. 0,1 max. 0,005 max. 0,005 max. 0,5Cd	Cuzineți pentru pompe, motoare electrice, mașini-unelte, pentru sarcini și viteze moderate
Aliaj 8 80Pb-15Sb-5Sn QQ-T-390 grd. 6	rest	4,5–5,5	14–16	max 0,5	0,3–0,6	Fe Bi Zn Al Cd	max. 0,1 max. 0,1 max. 0,005 max. 0,005 max. 0,05	Cuzineți pentru sarcini și viteze mici sau moderate, pentru transmisiile la vagoneți de mină și cărucioare
Aliaj 13 85Pb-10Sb-5Sn SAE-460 nr. 13	rest	5,5–6,5	9,5–10,5	max 0,5	max 0,25	Fe Bi Zn Al Cd	max. 0,1 max. 0,1 max. 0,005 max. 0,005 max. 0,05	Cuzineți pentru sarcini și viteze mici sau moderate pentru transmisii la cărucioare
Aliaj 15 83Pb-15Sb-1Sn-1As SAE J460-15	rest	0,8–1,2	14,5–17,5	max 0,6	0,8–1,4	Fe Bi Zn Al Cd	max. 0,1 max. 0,1 0,005 0,005 0,05	Cuzineți pentru sarcini și viteze mari pentru motoare Diesel, motoare pentru automobile, vapoare, oțelării
SAE 16	rest	4,5	3,5	0,1	0,05	Bi Zn Al Cd	max. 0,1 max. 0,005 max. 0,005 max. 0,005	Cuzineți pentru motoare de automobile
AAR M 501	rest	3,5	8,75	0,5	0,2			
SAE 19	rest	10		3				
SAE 190	rest	7,0		3,0				

Tabelul 4

Proprietățile mecanice ale aliajelor sărace în Sn

Marca aliajului ASTM B23	Densitatea, Mg/m³	Temperatura lichidus, °C	Temperatura solidus, °C	Conductivitatea electrică	Rezistivitatea electrică, nΩ·m la 20°C	Temperatura de turnare, °C	Caracteristici mecanice			
							Temperatura, °C	Rezistența la rupere, N/mm²	Alungire, %	HB
Aliaj 7 75Pb-15Sb-10Sn	9,7	268	240	volumetrică 6% IACS	286	325–400	25 100 150	72 38 21	4 25 52	22 10,5 8
Aliaj 8 80Pn-15-Sb-5Sn	0,96	272	240	volumetrică 6,1% IACS	282	340–425	25 100 150	69 38 20	5 27 55	20 10 7,3
Aliaj 13 85Pb-10Sb-5Sn	10,5	256	240	volumetrică 6,0%IACS	287	325–400	25 100	69 34	5 30	19 0,5
Aliaj 15 83Pb-15Sn-1As	10,1	353	247			48–540	25 100 150	71 41 26	2 9 26	20 12,5 7,4

Tabelul 5

Aliaje antifricțiune pe bază de Sn, Pb și Al (conform STAS 202/80)

Grupa	Marca aliajului	Compoziția chimică, %							Impurități, % maximum							Totalul elementelor admise
		Sn	Sb	Cu	Pb	Al	Mg	Alte elemente	Pb	Cu	Zn	Fe	Al	As	Bi	Cd	Si	
Aliaje pe bază de Pb	Y-PbSn10	9,5—12	14,5—16,5	0,5—1,5	rest	—	—	—	—	—	0,05	0,1	0,05	0,12	0,05	—	—	0,25
	Y-PbSn6Sb6	5,5—6,5	5,5—6,5	—	rest	—	—	—	—	0,2	0,05	0,1	0,05	0,12	0,05	0,05	—	0,30 (fără Cu)
	Y-PbSn6Cd	5,5—6,5	16—28	—	rest	—	—	As 0,7—0,8 Cd 0,8—0,9 Ni 0,8—1,1	—	0,05	0,1	0,1	0,05	—	0,1	—	—	0,25 (fără Cu)
	Y-PbSn5	4—5,5	9—12	0,3—0,6	rest	—	—	—	—	—	0,05	0,1	0,05	0,12	0,05	—	—	0,25
	Y-Pb98	—	—	—	rest	0,02—0,04	0,22—0,25	Ca 0,65—0,72 Na 0,58—0,66	—	0,09	0,05	0,1	—	0,12	0,1	—	—	0,3
Aliaje pe bază de Al	Y-AlSb5	—	4—5,5	—	—	rest 0,7	0,3—0,7	—	—	0,08	0,08	0,25	—	—	—	—	0,2	0,4
Aliaje pe bază de Sn	Y-Sn83	82—84	10—12	6,9—5,5	—	—	—	—	0,5	—	0,05	0,1	0,05	0,12	0,05	—	—	0,25 (fără Pb)
	Y-Sn80	61—79	11—13	5—7	1—3	—	—	—	0,5	—	0,05	0,1	0,05	0,12	0,05	—	—	0,25 (fără Pb)
	Y-Sn89	88—90	7—8	3—4	—	—	—	—	0,35	—	0,05	0,1	0,05	0,1	0,08	0,05	—	0,2

Plumbul și staniul formează un eutectic care se topește la 183°C. La temperaturi mai mari de 183°C, cuzineții devin fragili datorită apariției fazelor lichide în structură.

Proprietățile mecanice ale aliajelor pentru cuzineții pe bază de staniu sînt prezentate în tabelele 2, 4 și 6.

Valorile proprietăților mecanice ale produselor turnate (masive) depind de temperatură. Duritatea și încercările la compresiune sînt dependente și de durata încărcăturii.

Proprietățile de volum pentru această clasă de materiale pot fi cunoscute între anumite valori, dar nu poate fi prevăzută comportarea lor sub forma unor straturi subțiri, legate de un suport rezistent, aceasta reprezentînd forma sub care aceste aliaje se folosesc în mod curent.

Legătura care există între durata de funcționare a cuzinetului și grosimea stratului de aliaj este influențată de temperatura de lucru.

Comparate cu alte materiale pentru cuzineți, aliajele pe bază de staniu au rezistența la oboseală scăzută, dar rezistența mecanică este suficientă pentru funcționarea sub sarcini mici.

Aceste aliaje sînt mai rezistente la coroziune decît aliajele pe bază de plumb iar microstructura lor depinde de compoziția chimică.

Aliajele care conțin de la 0,5 pînă la 8% cupru și pînă la 8% staniu au matricea formată dintr-o soluție solidă în care sînt distribuiți un constituent acicular bogat în cupru și particule poliedrice de precipitate SnSb.

Proporția constituentului bogat în cupru crește o dată cu conținutul de cupru.

Aliajul SAE 12(ASTM grd. 2) are o structură de acest tip.

Aliajele care conțin cupru între 0,5 și 8% și staniu peste 8% conțin constituenți primari SbSn, cu forme de paralelipiped dreptunghiular și constituenți aciculari bogați în cupru, distribuiți în matricea de soluție solidă.

În aliajele care conțin cupru între 0,5 și 8% și staniu pînă la 8%, răcirea rapidă suprimă formarea compusului SbSn poliedric.

Aceasta este o particularitate a aliajelor pentru cuzineți cu conținut scăzut de cupru.

Aliaje de cuzineți pe bază de plumb

Există două tipuri de aliaje pentru cuzineți pe bază de plumb:

a — aliaje de plumb, stibiu și, în anumite cazuri, arseniu;

b — aliaje de plumb, calciu, staniu și, unul sau mai multe metale alcalino-pămîntoase.

Avantajele alierii cu arseniu sînt cunoscute încă din anul 1938. Aliajele din grupa *a* sînt cunoscute de secole, iar cele din grupa *b* sînt de dată mai recentă.

Compozițiile tipice ale aliajelor pentru cuzineți pe bază de plumb (conform ASTM, SAE) sînt prezentate în tabelele 5—7, date informa-

Tabelul 6

Proprietățile aliajelor antifricțiune pe bază de Sn, Pb și Al (conform STAS 202/80)

Grupa	Marca aliajului	Duritatea Brinell, 10/500/180 la 20°C	Turtire minimă (pierderi de înălțime), %	Rezistența la compresiune, kgf/mm² (N/mm²)	Temperatura de turnare, °C	Densitatea, kg/dm³	Întrebuințări uzuale
Aliaje pe bază de Sn	Y-Sn83	25—32	—	—	500—550	7,5—7,7	Cuzineți la turbine cu abur, la turbocompresoare, motoare Diesel cu viteză mare, la electromotoare, la vagoane internaționale și la unele tipuri de locomotive pentru viteză mare
Aliaje pe bază de Pb	Y-PbSn10	23—32	16,5	14 (135)	400—450	9,6—9,8	Cuzineți la biele și osii la unele tipuri de locomotive pentru viteză mare, la vagoane internaționale și de uz intern
	Y-PbSn6Sb6	16—18	—	—	400—450	—	Cuzineți subțiri la autocamioane;
	Y-PbSn6Sb	22—31	20				
	Y-PbSn5	—	—	13(135)	400—450	9,7—9,9	Mașini cu turație pînă la la 500 rot/min;
	Y-Pb98	30—39	16,5	—	400—450	—	Cuzineți pentru vagoane de călători și de marfă
				17	500—600	10,5	Cuzineți de vagonete, de vagoane de marfă, de locomotivă și pentru axe cu 300—400 rot/min
Aliaje pe bază de Al	Y-Al Sb5	25—28	50—60	64—68	peste 800	2,8	Cuzineți pentru motoare Diesel, motoare de autovehicule și tractoare
Aliaje pe bază de Sn	Y-Sn89	—	—	—	424	7,39	Turnare în lagăre
	Y-Sn80	24—30	—	—	400—450	7,6—7,8	Mașini cu abur staționare și masive, electromotoare, generatoare;

tive privind caracteristicile mecanice ale unora dintre aceste aliaje fiind prezentate în tabelul 6.

În absența arseniului, microstructura acestor aliaje conține cristale primare poliedrice SbSn sau stibiu, prinse într-un amestec (mecanic) Pb—Sb—SbSn în care plumbul formează matricea.

Numărul acestor poliedri pe unitatea de volum de aliaj crește cu scăderea conținutului de stibiu. Dacă conținutul de stibiu depășește 15%, proporția constituenților duri crește în așa măsură încît aliajele devin prea fragile pentru a mai putea fi folosite la confecționarea cuzineților.

Arseniul se adaugă aliajelor pe bază de plumb pentru îmbunătățirea proprietăților mecanice, în special la temperaturi ridicate.

Rezistența aliajelor de cuzineți, de tip Babbitt, pe bază de plumb, scade la funcționarea îndelungată a acestora la temperaturi ridicate (de la 95 la 150°C), în cazul folosirii lor la motoarele cu ardere internă).

Alierea cu arseniu micșorează această scădere de rezistență.

În anumite condiții de turnare, aliajele de tip Babbitt cu arseniu (SAE 15 sau ASTM grd. 15) au o structură fină și uniformă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Petrescu, Maria, Petrescu, N., Isac, Mihaiela: *Proprietăți și criterii de alegere a aliajelor antifricțiune pentru cuzineți.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1986, p. 174—196.

[2] Metals Handbook, 9th edition, vol. 3. Properties and selection of stainless steel. Tool materials and special purpose metals. Materials for sliding bearing ASM, Metals Park, Ohio, 44073/1980.

[3] Metals Handbook, 8th edition, vol. 8. Metallography, Structures and phase diagrams, ASM, Metals Park, Ohio, 44073 1973.

Particularităţi privind turnarea cuprului în piese pentru industria electrotehnică

Ing. Tatiana Boeru, ing. B. Herman, ing. P. Mareu şi ing. M. Crihană
ICEM

CZ: 546.56—121: 621.3

Dezvoltarea şi diversificarea producţiei indigene de piese turnate din cupru, necesare industriilor constructoare de maşini, energetice şi, mai ales, electrotehnice, precum şi înlocuirea treptată a importului reclamă o calitate corespunzătoare a materialului de bază — cupru — faţă de exigenţele impuse de domeniul de utilizare.

Problemele cu care se confruntă în etapa actuală producătorii de piese turnate din cupru au determinat iniţierea în cadrul ICEM a unui studiu privind particularităţile elaborării şi turnării cuprului în piese pentru industria electrotehnică.

Experimentări

Se cunoaşte că tehnologia de elaborare şi turnare a cuprului pur este cea mai dificilă dintre toate tehnologiile metalelor şi aliajelor neferoase.

Pentru obţinerea de piese turnate necesare industriei electrotehnice, se utilizează cuprul electrolitic, CuE (calitate 99,95 K), cu o înaltă conductibilitate termică şi electrică şi cu o bună rezistenţă la coroziune în diferite medii.

Proprietăţile mecanice ale cuprului depind de gradul de puritate, de natura impurităţilor, precum şi de starea materialului.

Astfel, rezistenţa de rupere la tracţiune este de 17 daN/mm², alungirea relativă este de 16—18%, iar reziliența este 5 3N. m/cm².

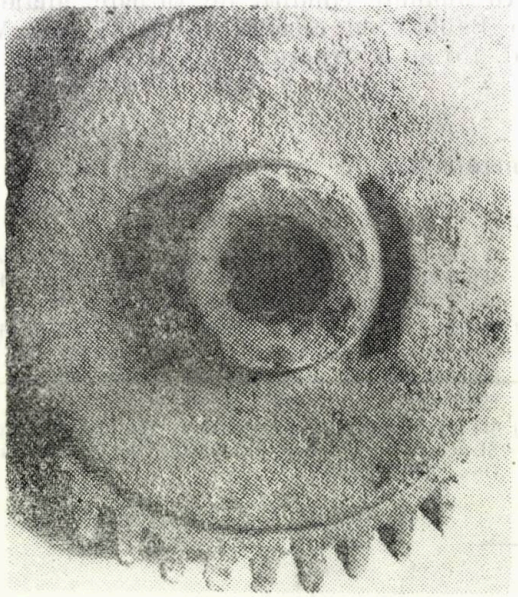


Fig. 1. Piesa cu marcaj 2 prezintă defecte pe ambele feţe (pori, sufluri, fisuri)

În general, în piesele turnate din cupru cele mai frecvente defecte de turnare depistate sînt porozităţile şi microporozităţile, fisurile la suprafaţa şi în secţiunea piesei, microretasurile şi incluziunile, aşa cum reiese şi din figura 1.

Dificultăţile primordiale la topirea cuprului sînt legate de activitatea chimică mare, de tendinţa de absorbţie a impurităţilor şi de faptul că zgura în curs de formare, solubilă în cupru,

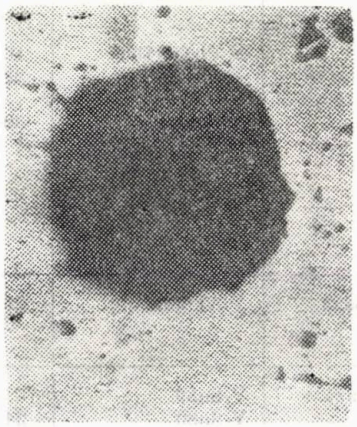


Fig. 2. Microstructura unui eşantion neatacat; prezintă sufluri şi porozităţi în materialul de bază

nu se concentrează într-un strat izolat pe suprafaţa metalului lichid. Ca rezultat al acestor proprietăţi, se observă o tendinţă specifică cuprului de a forma microretasuri, pori şi sufluri (fig. 2), care, prezente pe suprafaţa prelucrabilă a pieselor, determină scăderea conductibilităţii electrice şi termice a acestora.

Alcătuirea încărcăturii are un rol important la elaborarea cuprului, care depinde de calitatea materiilor prime, precum şi de tipul, caracteristicile şi condiţiile de lucru ale piesei turnate.

Puritatea cuprului are o mare influenţă asupra caracteristicilor mecanice, iar elementele însoţitoare sînt:

— elemente care se dizolvă în cupru (Al, Fe, Ni, Sn, Zn, Ag, Au, Pt, Cd, Ga, Co, Mn, In, Be, Mg, Ti, Zr, Cr, As, Sb, Si);

— elemente care nu se dizolvă în cupru şi formează cu acesta eutectice uşor fuzibile (Bi, Pb);

— elemente care formează cu cuprul compuşi fragili (O_2, S_2, P).

Elementele solubile formează cu cuprul soluţii solide, favorizînd îmbunătăţirea caracteristicilor mecanice, în special a rezistenţei la rupere şi a durităţii, dar au o influenţă negativă asupra conductibilităţii termice şi electrice.

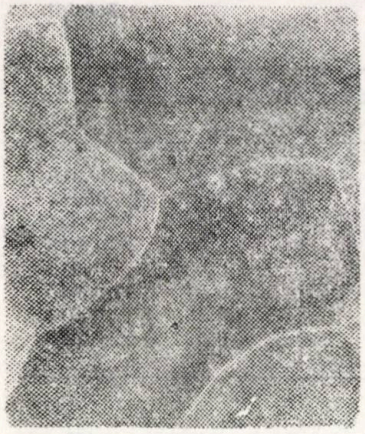


Fig. 3. Microstructura unui eşantion atacat cu $CuCl_2$; cristale de mărimi diferite de Cu, cu porozităţi

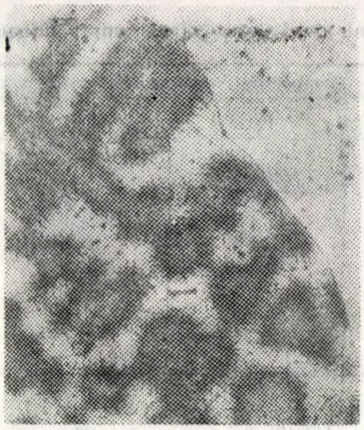


Fig. 4. Microstructura unui eşantion atacat cu $CuCl_2$; cuprul prezintă impurităţi de $PbZnO_2$

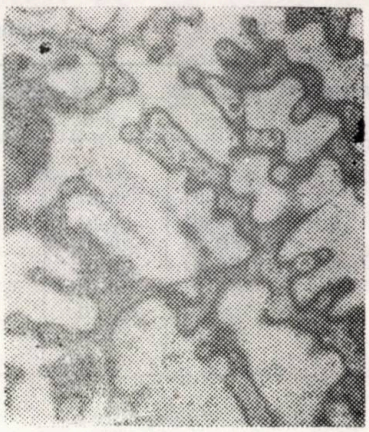


Fig. 5. Microstructura unui eşantion atacat cu $(NH_4)_2S_2O_8$: dendrite cu Cu_2O

Fig. 6. Microstructura unui eşantion atacat cu $CuCl_2$; soluţie solidă de cupru în care sînt plasate uniform cristale globulare de Cu_2O

Fig. 7. Microstructura unui eşantion neatacat cu fisuri la limita cristalelor de cupru

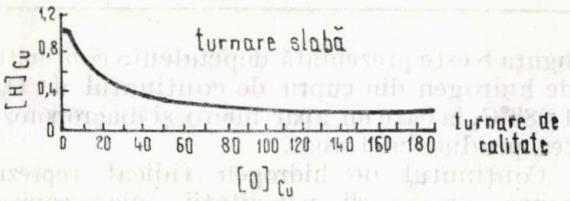


Fig. 8. Dependenţa conţinutului de hidrogen de conţinutul de oxigen în cupru la 1 083°C

Elementele insolubile Pb şi Bi au o influenţă negativă asupra cuprului, eutecticile uşor fuzibile care se separă la limita grăunţilor înrăutăţind brusc caracteristicile mecanice şi fizice ale materialului.

În cuprul obişnuit se găseşte pînă la 0,45% Cu_2O, ceea ce corespunde la un conţinut de 0,05% O_2, conţinut care este util deoarece împiedică saturarea cuprului cu hidrogen. Prezenţa porozităţilor în piesele turnate din cupru este determinată de prezenţa oxigenului şi a hidrogenului, creîndu-se condiţii pentru desfăşurarea reacţiei:

$$Cu_2O + H_2 \rightleftarrows 2\,Cu + H_2O(v) \begin{matrix} \nearrow 2\,H \\ \searrow O \end{matrix}$$

Din această reacţie rezultă vapori de apă, care favorizează apariţia aşa-numitei „boli de hidrogen" în cupru.

În figurile 3—7 sînt prezentate microstructurile unor eşantioane prelevate din piese turnate, care prezintă defecte de turnare provocate de diferite impurităţi.

Analiza chimică cantitativă a impurităţilor este redată în tabelul 1, iar conţinutul de oxigen, determinat cu ajutorul exhalografului, este arătat în tabelul 2.

Pentru reducerea conţinutului în oxigen din cuprul turnat, se folosesc în practica uzinală elemente dezoxidante, ca: P, Li, Be, Mg, Al.

Fosforul îmbunătăţeşte fluiditatea cuprului în stare topită şi formează cu acesta combinaţii stabile de tipul Cu_3P, Cu_5P_2, Cu_2P, CuP, CuP_2. Dezoxidarea cu fosfor se face cu prealiaje $Cu-P_{9-13}$, care, chiar la conţinuturi reduse de cca 0,01%, duce la o creştere a caracteristicilor mecanice ale cuprului.

Calitatea pieselor turnate din cupru depinde de conţinutul de oxigen şi de hidrogen. În

Tabelul 1

Compoziția chimică a citorva șarje de cupru turnate în piese

Marcaj pe probă	Compoziția chimică, % Cu = rest							
	Bi	Sb	As	Fe	Ni	Pb	Zn	P
1	<0,01	<0,01	0,002	0,01	<0,010	<0,01	<0,01	0,016
2	<0,01	<0,01	0,003	0,01	0,011	0,11	0,13	0,017
3	<0,01	<0,01	0,001	0,01	<0,010	<0,01	<0,01	0,021
4	<0,01	<0,01	0,002	0,03	<0,010	0,04	0,028	0,018
5	<0,01	<0,01	0,002	0,01	<0,010	0,01	0,034	0,011
6	<0,01	<0,01	0,002	0,02	<0,010	<0,01	<0,01	0,015
7	<0,01	<0,01	0,003	0,01	0,012	0,11	0,13	0,011
8	<0,01	<0,01	0,002	0,01	0,013	0,11	0,13	0,013

Tabelul 2

Conținutul de O_2 în citeva piese turnate

Marcaj pe probă	Materialul	Conținutul de O_2	
		ppm	%
1	cupru	317/317	0,0317
2	—„—	545/594	0,0569
3	—„—	600/632	0,0616
4	—„—	560/545	0,0552
5	—„—	660/679	0,0669
6	—„—	318/308	0,0313
7	—„—	348/363	0,0355
8	—„—	1382/1418	0,1400

figura 8 este prezentată dependența conținutului de hidrogen din cupru de conținutul de O_2 la 1 083°C, la care nu apar micro-și macroporozitatea produsului turnat.

Conținutul de hidrogen ridicat reprezintă cauza producerii porozității microscopice a pieselor turnate din cupru și a microfisurilor la limita grăunților de cupru.

Dezoxidarea cuprului se execută sub strat de protecție de mangal, calcinat în prealabil la 600°C, pentru îndepărtarea umidității și a substanțelor volatile.

Conform determinărilor industriale, conținutul de O_2 și H_2 din cuprul topit variază în aceste condiții între 88,9 și 116 ppm O_2 și 0,5 și 1,0 ppm H_2 la temperatura cuprului 1 160—1 180°C. Aceste valori nu sînt de neglijat și au o mare influență asupra conținutului de fosfor din cuprul topit. Astfel, dacă în cuprul lichid care conține O_2 se adaugă fosfor sub formă de prealiaj CuP, are loc reducerea O_2 solubilizat în cupru, cu formarea oxidului P_2O_5, conform relației :

$$[P]_{Cu} + \frac{5}{2}[O]_{Cu} = \frac{1}{2}(P_2O_5)$$

care se leagă cu CuO în exces, formîndu-se o componentă cu temperatura de topire coborîtă și cu fluiditatea bună.

Conținutul rezidual de O_2 din cupru este dependent de conținutul rezidual de fosfor

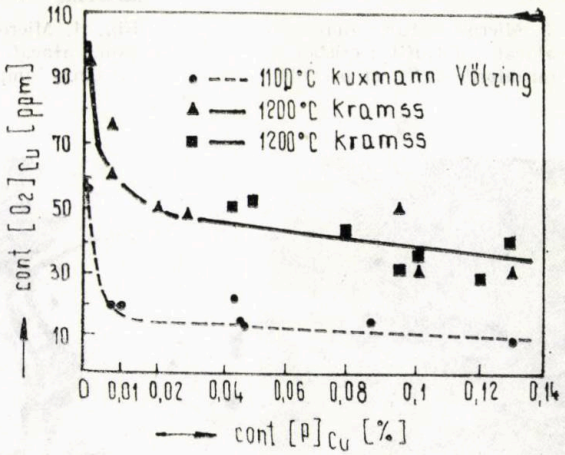


Fig. 9. Dependența conținutului rezidual de oxigen din cupru de conținutul rezidual de fosfor la temperaturile de 1 100 și 1 200°C

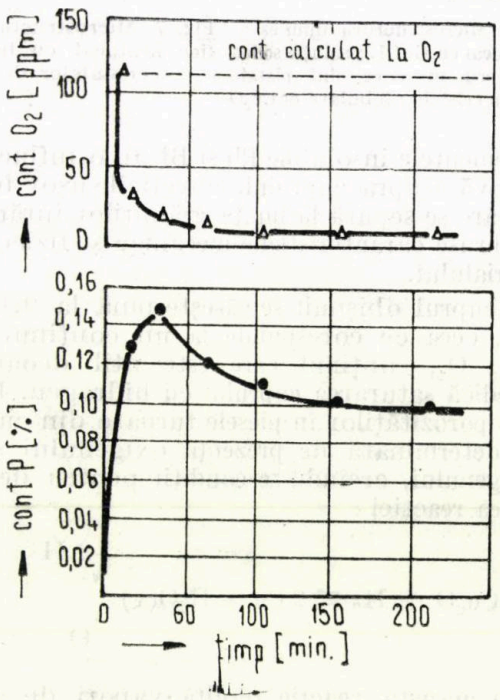


Fig. 10. Dependența conținutului de oxigen și de fosfor din cupru de timpul de dezoxidare—șarja C (sub strat de mangal, la 1 100°C)

la 1 100 și 1 200 °C (fig. 9). Procesele care au loc la microalierea cuprului topit cu fosfor sînt prezentate în figurile 10—13 (dependență a conținutului de fosfor și oxigen de timpul de menținere în cuptor, socotit din momentul introducerii prealiajului în topitură, temperatura acesteia menținîndu-se constantă).

Pentru a se micșora la minimum conținutul de gaze din topitura de cupru, trebuie ca materia primă folosită să fie bine curățată (prin sablare cu alice) și uscată, căci apa, uleiurile și grăsimile constituie surse generatoare de gaze în cuprul lichid.

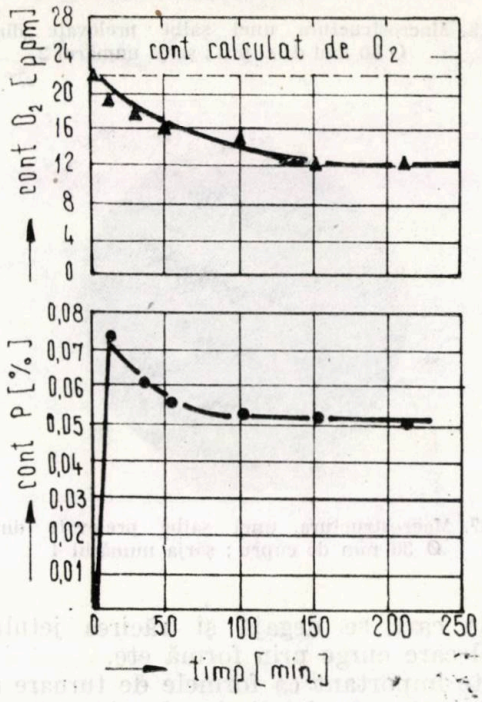


Fig. 11. Dependența conținutului de oxigen și de fosfor din cupru de timpul de dezoxidare — șarja E (sub strat de mangal, la 1 100°C)

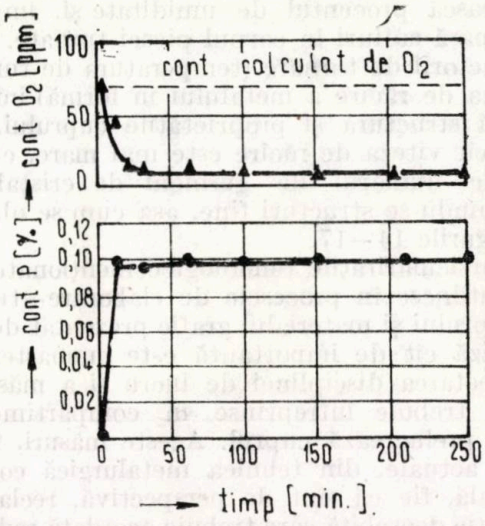


Fig. 12. Dependența conținutului de oxigen și de fosfor din cupru de timpul de dezoxidare — șarja B (sub strat de mangal, la 1 200°C)

Micșorarea conținutului de gaze în cupru este impusă de necesitatea obținerii unor piese turnate fără sufluri. Degazarea cuprului se realizează prin barbotare cu gaze inerte (azot sau argon), în care hidrogenul dizolvat în metalul lichid difuzează în interiorul bulelor de

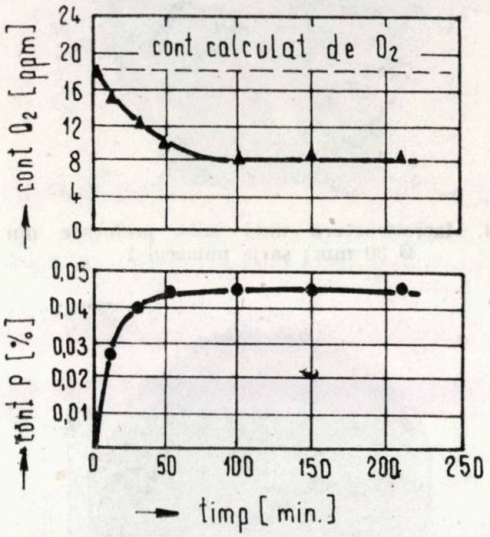


Fig. 13. Dependența conținutului de oxigen și de fosfor din cupru de timpul de dezoxidare — șarja F (sub strat de mangal, la 1 200°C)

gaze. Prin elaborarea în vid, conținutul de hidrogen se micșorează de trei, cinci ori. Folosindu-se cuptoarele de topire prin încălzire prin inducție în vid, se obține un cupru de înaltă puritate, fără oxigen, ca urmare a îndepărtării impurităților, a degazării și a dezoxidării în vid.

Concluzii

În urma experiențelor a rezultat că pentru piesele turnate din cupru, destinate industriei electrotehnice, se recomandă :

— topirea cuprului să se facă în atmosferă neutră sau slab oxidantă, pentru eliminarea unor impurități și scăderea conținutului de hidrogen ;

— acoperirea băii metalice care necesită fondant de protecție, pentru scăderea conținutului de oxigen și pentru prevenirea redizolvării O_2 în baie după dezoxidare ;

— introducerea în topitură a dezoxidantului ;

— degazarea topiturii să se facă cu azot sau argon purificat, iar în final să se aplice dezoxidarea.

Pentru a se obține piese turnate de bună calitate, topirea cuprului trebuie să fie rapidă, evitîndu-se menținerea la temperatură ridicată și, în special, supraîncălzirea peste 1 200 °C, deoarece au loc pierderi mari prin oxidare și evaporare, absorbție de cantități mari de gaze și de impurități, cu tendința de a se forma

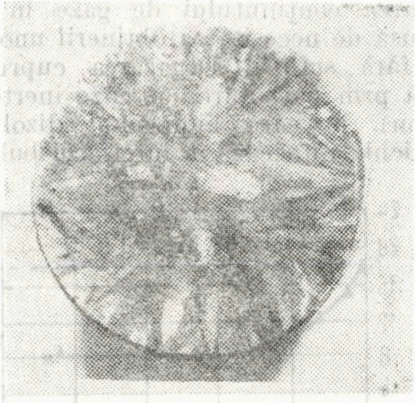


Fig. 14. Macrostructura unei şaibe prelevate din bară Ø 30 mm; şarja numărul 1

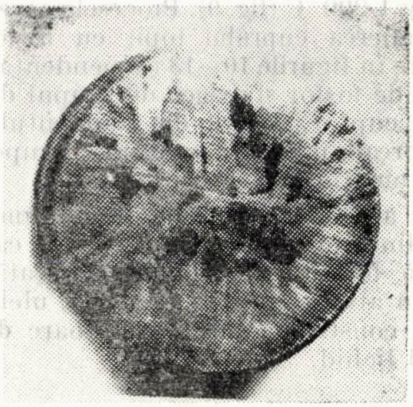


Fig. 15. Macrostructura unei şaibe prelevate din bara Ø 30 mm de cupru; şarja numărul 2

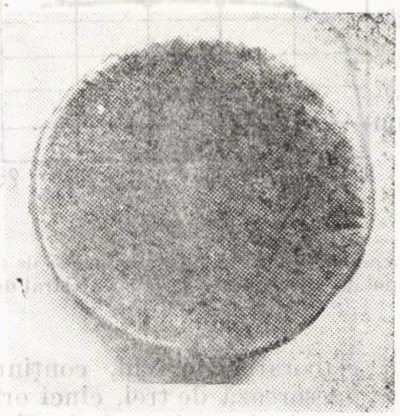


Fig. 16. Macrostructura unei şaibe prelevate din bară Ø 30 mm de cupru; şarja numărul 3

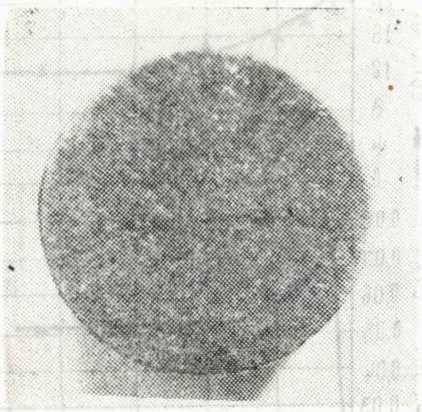


Fig. 17. Macrostructura unei şaibe prelevate din bară Ø 30 mm de cupru; şarja numărul 4

microretasuri, cît şi un consum de energie nejustificat.

Cauza folosirii limitate a cuprului pentru piese turnate se datoreşte proprietăţilor de turnare defavorabile şi în mod special temperaturii înalte de turnare, lipsei unui interval de solidificare, contracţiei, viscozităţii şi tensiunii superficiale mari, tendinţei de oxidare şi de absorbţie a gazelor, fluidităţii mici, tendinţei considerabile de producere a microretasurilor şi a asperităţii suprafeţei. În general, din cupru se toarnă piese cu configuraţie simplă şi pereţi groşi, cu maselote mari (datorită contracţiei) şi adaosuri de prelucrare (datorită asperităţilor).

Temperatura de turnare trebuie să fie menţinută între 1 100 şi 1 150 °C, deoarece la o temperatură mai joasă cuprul se solidifică parţial, iar la temperaturi mai înalte absoarbe intens gazele şi se oxidează. Menţinerea temperaturii de turnare într-un interval atît de îngust este posibilă numai atunci cînd se lucrează cu o cantitate mare de metal lichid

Calitatea pieselor turnate este influenţată direct de umplerea corectă a formelor de turnare, care este însoţită de obicei de o serie de procese: amestecul cu aerul din formă, cu gazele care se degajă şi răcirea jetului de metal care curge prin formă etc.

Este important ca formele de turnare să nu depăşească anumite limite de timp de staţionare pînă la turnare. La staţionare mai îndelungată (pentru formele uscate) începe să se mărească procentul de umiditate şi, implicit, să apară sufluri în corpul piesei turnate.

Factorii de turnare (temperatura de turnare, viteza de răcire a metalului în formă) influenţează structura şi proprietăţile cuprului, căci cu cît viteza de răcire este mai mare, cu atît creşte numărul de germeni de cristalizare, obţinîndu-se structuri fine, aşa cum se observă în figurile 14—17.

Particularităţile tehnologice menţionate care se întîlnesc în procesele de elaborare—turnare a cuprului şi materialul grafic prezentat demonstrează cît de importantă este cunoaşterea şi respectarea disciplinei de lucru şi a măsurilor care trebuie întreprinse în compartimentele care prelucrează cuprul. Aceste măsuri, fie că sînt actuale, din tehnica metalurgică convenţională, fie că sînt de perspectivă, reclamă o atenţie deosebită care trebuie acordată reducerii continue a pierderilor neadmisibile şi a consumului acestui metal deficitar.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brunhuber, E.: *Piese turnate din cupru cu conductibilitate electrică şi termică ridicată.* În: Metallkunde, R.D.G., nr. 3, 1962, p. 149—151.

[2] Sklénarova, J., Imris, I. In: Hutnické Listy, R.S.C., 1979, nr. 8, p. 537—541.

[3] Gâdea, Suzana: *Manualul inginerului metalurg,* vol. I, II, Bucureşti, Editura Tehnică, 1985.

[4] Górny, Z.: *Turnarea metalelor şi aliajelor neferoase.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1969.

[5] Ienciu, M. şi colectiv. *Elaborarea şi turnarea aliajelor neferoase.* Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1982.

[6] Şontea, S. şi colectiv. *Metale şi aliaje neferoase de turnătorie.* Craiova, Ed. Scrisul Românesc, 1981.

[7] Sofroni, L. şi colectiv. *Bazele teoretice ale turnării.* Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1975.

[8] Marin, Gh. *Tehnica vidului şi aplicaţiile ei în industrie.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1983.

[9] Ştefănescu, Fl. şi colectiv. *Tehnologia, de executare a pieselor prin turnare.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1981.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promişlennost, U.R.S.S., nr. 3, 1987

Utilizarea CO şi a H_2 şi repartizarea curentului de gaze pe raza gurii de încercare a furnalului 3 000 m² de la combinatul de gaze pe raza gurii de încercare a furnalului 3 000 m² de la combinatul metalurgic Kommunarsk, p. 1 — Estimarea influenţei temperaturilor înalte ale minereului de fier asupra regimului gazodinamic al elaborării în furnal şi conţinutul de siliciu în fontă, p. 3 — Perfecţionarea unor subansambluri ale nivelmetrului radiometric de încărcătură, p. 5 — Cercetarea comportării sulfului la reducerea concentratelor de minereu de fier cu cărbune cu conţinut de substanţe volatile, p. 6 — Tehnologie nouă de microaliere a oţelului pentru şine, p. 8 — Eficienţa utilizării amestecului de perlită şi coçs cu adaos desprăfuitor la turnarea prin sifon a oţelului calmat, p. 10 — Influenţa tipului de lance asupra funcţionării din punct de vedere termic al convertizorului, p. 11 — Studierea tehnologiei de fabricaţie a benzilor laminate la rece din oţeluri greu deformabile, p. 12 — Studierea posibilităţii de laminare a lingourilor îngreunate pe blumingul 1050, p. 15 — Elaborarea construcţiei şi a tehnologiei eficiente de fabricaţie a elementelor de legătură pentru armături elicoidale, p. 17 — Creşterea rezistenţei cilindrilor de la laminorul de îndreptat ţevi la cald, p. 19 — Laminarea la cald pe bancul de tras ţevi bimetalice la rece, p. 20 — Îmbunătăţirea calităţii sculelor de frecare la bordurarea produselor de tip butelie şi tubulare, p. 22 — Micşorarea diferenţei longitudinale a pereţilor şi a deşeurilor de capete de ţevi, reduse pe laminorul continuu, p. 23 — Comanda deschiderii cilindrilor de la liniile de laminare longitudinală în vederea micşorării diferenţei longitudinale a pereţilor ţevilor, p. 25 — Tehnologii intensive de tratament de durificare a laminatelor, p. 27 — Influenţa zirconiului asupra structurii şi proprietăţilor oţelului, p.30 — Interconexiunea densităţii dislocaţiilor şi a plasticităţii tablei din oţel 08 kp laminat la rece, p. 31 — Starea termică a lingoului din oţel cu conţinut mediu de carbon la solidificarea şi răcirea acestuia, p. 33 — Sistem de stabilizare a parametrilor de regim al cuptoarelor industriale cu ajutorul tehnicii de microprocesoare, p. 35 — Elaborarea şi cercetarea mecanismului de mutare a maşinii automate de refulat la rece cu înaltă precizie a poziţionării elementului executor, p. 37 — Creşterea eficienţei funcţionării din punct de vedere termic a cuptorului-tunel pentru arderea refractarelor mulitocorindonice, p. 39 — Utilizarea materialelor necondiţionate cu conţinut de mangan în oţelării, p. 43 — Cercetarea capacităţii de trecere a sistemului cu dispozitiv de încărcare fără con, p. 49 — Aparat pentru recepţionarea, răsturnarea şi transmiterea benzilor în maşina de îndreptat şi stabilirea diametrului acestora, p. 51 — Aprecierea stării pompelor şi ventilatoarelor cu mijloace de diagnosticare tehnică, p. 53 — Creşterea durabilităţii cilindrilor de antrenare de la bancul de tras ţevi la rece, p. 55 — Recondiţionarea arborilor-cilindrilor de antrenare prin încărcarea prin sudare cu arc electric, p. 56 — Estimarea resurselor de metale secundare în R.S.S. Ucraineană, p. 58 — Perfecţionarea metodologiei de stabilire a capacităţii de producţie a utilajului de fabricat ţevi petroliere, p. 60 — Calculul automatizat al coeficienţilor de dificultate după tipodimensiunile ţevilor, p. 62 — Eficienţa îmbunătăţirii calităţii transportului în industria siderurigică, p. 64 — Probleme noi de psihologia muncii în noile forme de organizare şi retribuire, p. 65 — Atestarea locului de muncă al operatorului de la sistemul automatizat de comandă a foarfecelor de 1500 t, p. 67 — Tehnologia reparaţiilor la cald a căptuşelii convertizoarelor de 55 t, p. 68 — Protecţia oţelului decapat împotriva coroziunii, p. 69 — Sistem complex de măsuri pentru ocrotirea sănătăţii în întreprinderile industriei metalurgice, p. 70 — Elaborarea sistemelor economice de ventilaţie a zonelor de lucru cu microclimat nesatisfăcător şi cu suprafeţe mari de deservire, p. 71 — Elaborarea şi introducerea tehnologiei de economisire a resurselor la fabricarea pulberii de fier şi a complexului mecanizat pentru realizarea acesteia, p. 73.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 7, 1987

Eficienţa reconstrucţiei furnalului de 3000 m² de la combinatul metalurgic Kommunarsk, p. 13 — Reparaţia capitală de gradul doi la furnalul de 1033 m³ de la uzina Petrovsk din Dnepropetrovsk, p. 14 — Reconstruirea şi exploatarea bateriilor de cicloane de la combinatul metalurgic Azovstal, p. 16 — Încercări la ciurul cu cîmp neonogen al traiectoriilor organului de lucru, p. 17 — Perfecţionarea utilajului pentru tratamentul fontei în afara furnalului, p. 18 — Elaborarea oţelurilor de convertizor pentru şine din semiproduse cu conţinut de carbon cu adaos de fontă cu conţinut de vanadiu, p. 20 — Microalierea şi tratarea oţelului în oală pentru obţinerea compoziţiei chimice cerute, p. 21 — Asigurarea compoziţiei chimice cerute la oţelurile electrice, p. 23 — Controlul etanşeităţii instalaţiei de vidare, p. 26 — Fabricarea profilelor laminate din sleburi turnate continuu, tăiate în lung, p. 27— Asimilarea producţiei de ţevi petroliere şi de prăjini de foraj, p. 28 — Tratamentul oţelurilor slab aliate de calitate pentru lonjeroanele automobilelor KamAZ, p. 29 — Creşterea siguranţei în funcţionarea axelor principale universale, p. 30 — Tratamentul mecanic al ţevilor de detubare pe maşinile de debitat ţevi, p. 31 — Complex de utilaj pentru mecanizarea fabricării elementelor de ambalaj, p. 32 — Experienţa organizării muncii în acord global la uzina de ţevi Seversk, p. 35 — Experienţa exploatării sistemelor de evidenţă automată a consumului de resurse energetice, p. 37 — Rolul noilor măsuri tehnice la îmbunătăţirea condiţiilor de muncă din secţiile de convertizoare cu oxigen, p. 41.

Modificarea fontei în bazinul formei cu modificatori grafitizanți pastile — o soluție eficientă și economică

Dr. ing. I. Ripoșan și ing. M. Chișamera
Institutul Politehnic București
ing. A. Mitrofan și ing. V. Decean
I.M. Alba Iulia

CZ : 669.134.7

Modificatori grafitizanți și tehnologia de modificare

Modificarea grafitizantă a fontelor constituie o operație tehnologică tot mai utilizată la realizarea unor fonte cenușii de înaltă calitate, la controlul procesului de grafitizare a fontelor cu grafit nodular și vermicular și la postmodificarea acestora [1].

Din interacțiunea elementelor conținute de modificatori cu cele din compoziția fontei rezultă combinații chimice, greu fuzibile, care joacă rol de germeni de grafitizare.

Cercetări recente au evidențiat rolul activ al unor asemenea produse ale modificării. Astfel, lucrarea [2] arată că, la fonta cenușie cu grafit nodular, germinarea grafitului este inițiată de către nitruri, îndeosebi de Zr, Ti, Al; sulfurile de Zr și Ti, SiO_2 și Al_2O_3 sînt, de asemenea, germeni posibili.

Conform lucrării [3], combinațiile de tipul CaO, CaS, Al_2O_3 și ZrO_2 formate la modificare constituie germeni de grafitizare, calciul fiind cel mai activ agent modificator în fonta cenușie. O altă lucrare [4], analizînd componența unor noduli de grafit extrași din fontă, constată că oxizii și sulfurile de Mg, Ca, Ce precum și silicații acestor elemente și SiO_2 au un rol activ în Fgn.

În procesul de germinare a grafitului, un rol activ îl joacă BN, AlN, CaO, ZrS_2, TiS, MnS, Al_2O_3, BaS, Ba_2O_2, CaC_2, CaS, oxisulfurile elementelor din grupa pămînturilor rare, SiO_2 [4].

Tehnologiile de modificare grafitizantă se împart, în prezent, în două mari grupe (fig. 1): I — modificarea în oală (ladle inoculation), operație efectuată imediat după evacuarea din cuptor; II — modificarea în timpul turnării fontei în formă (late inoculation), procesul din urmă fiind în continuă și rapidă extindere [5].

La modificarea în oală a fontelor, apare problema pierderii efectului modificator în timp, în general recomandîndu-se ca acesta să nu depășească cinci minute. Faptul că în practica turnării pieselor, în multe cazuri, acest timp este mai îndelungat (5—30 minute, sau chiar mai mult) este suplinit, într-o oarecare măsură, prin utilizarea unor consumuri mari de modificatori (0,5—1,0%) [6].

Modificatorii utilizați frecvent sînt pe bază de siliciu (45—80% Si), alături de care mai există și alte elemente capabile să formeze combinații chimice cu rol de germeni de grafitizare (Ca, Al, Sr, Ba, Ti, Mg, Zr, Ce). Aceste elemente apar în ferosiliciu ca elemente naturale, provenind din materiile prime utilizate (îndeosebi Al, Ca) sau sînt introduse în mod voit, pentru acțiunea lor modificatoare.

Modificatorul cu cea mai largă utilizare, atît în producția de fontă cenușie cît și la postmodificarea fontelor cu grafit nodular și vermicular, îl constituie FeSi industrial (FeSi 75). La un conținut ridicat de siliciu (70—80% Si), acest material este caracterizat prin conținuturi ridicate de Al (1,0—3,0%) precum și prin prezența calciului (0,2—1,5% Ca). Datorită celor două elemente însoțitoare, FeSi 75 constituie un material eficace în procesul de modificare a fontei, în condițiile utilizării sale în cantități relativ mari : 0,5—1,0%.

Conținutul ridicat de aluminiu (peste 1,5%) duce, însă, la apariția unui defect frecvent întîlnit la turnarea în forme clasice, și anume la porozitatea hidrogenului, acțiune accentuată de consumul mare de modificator. Acest defect este mai puțin întîlnit în cazul utilizării FeSi 45, la care conținutul de aluminiu este mai scăzut (sub 1,2%).

În R.S. România, problema acțiunii negative a aluminiului adus de modificator este deosebit de acută, datorită faptului că FeSi 60—65 indigen este foarte bogat în acest element (de regulă peste 2% Al).

Această problemă se poate rezolva prin folosirea unor modificatori complecși care conțin mai multe elemente active, ceea ce face posibilă utilizarea lor la un consum mai redus (0,2—0,4%); în acest caz, aluminiul prezent în modificatori manifestă o acțiune mai scăzută.

O problemă a utilizării modificatorilor complecși o constituie realizarea unui echilibru între acțiunea lor grafitizantă (preîntîmpinarea apariției cementitei libere) și cea de finisare a celulelor eutectice. Se reamintește faptul că, la o finisare prea accentuată a celulelor eutectice, se manifestă fenomenul de porozitate de contracție, care poate duce la rebutarea pieselor. Utilizarea modificatorilor cu stronțiu (0,8% Sr) și cu conținut scăzut de aluminiu (sub 0,5% Al) tip Superseed s-a dovedit deosebit de eficace în aceste cazuri.

Alte elemente active, prezente în compoziția modificatorilor complecși, și-au dovedit utilitatea în cazuri specifice : titanul contribuie la legarea azotului din fontă; bariul — la creșterea durabilității efectului modificator; magneziul și pămînturile rare la — întărirea efectului modifi-

cator, îndeosebi la durate mari de menținere pînă la turnare etc.

O situație deosebită o constituie modificarea grafitizantă a fontelor cu sulf scăzut (sub 0,02%), caz întîlnit atît la fonta cenușie cît și la Fgn și Fgv. Materialele carbonice și ferosiliciul industrial, cu conținut scăzut de elemente active, sînt puțin eficace, recomandîndu-se utilizarea silicocalciului (30% Ca) sau a modificatorilor complecși; prezența pămînturilor rare dă rezultate bune.

Rezultă, deci, că este necesară prezența unor elemente active capabile să participe la formarea germenilor de grafitizare, atît în fontă cît și în modificatori. Avînd în vedere faptul că principalele combinații chimice, formate în procesul de modificare, cu rol activ în formarea grafitului, sînt nitrurile, carburile, carbonitrurile, oxizii, sulfurile și oxisulfurile, calitatea modificării depinde de nivelul oxigenului, sulfului, azotului din fontă precum și de conținutul și asocierea elementelor active în modificatori.

Modificarea grafitizantă a fontei la turnarea în formă

Sub denumirea de *late inoculation* sînt cunoscute tehnologiile de modificare grafitizantă a fontei, bazate pe asimilarea materialelor active la turnarea în formă după perioada de menținere elaborare-turnare și imediat înainte de solidificare (fig. 1). În această categorie

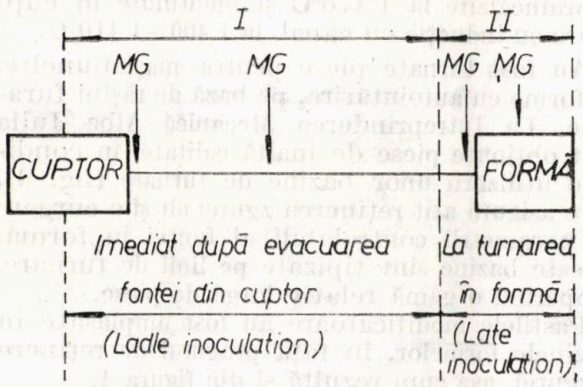


Fig. 1. Variante de modificare grafitizantă a fontelor

intră modificarea în jetul de fontă, la turnarea în formă, modificarea în bazinul formelor și modificarea în rețeaua de turnare (în cameră de reacție). Într-o lucrare precedentă [6] au fost evidențiate efectele deosebite ale modificării fontei cenușii în camera de reacție, inclusă în rețeaua de turnare, precum și unele elemente de calcul ale acestei tehnologii. Într-o altă lucrare [7] s-a arătat că, în cazul fontei cu grafit nodular, postmodificarea realizată imediat înainte de turnarea în formă nu numai că are o acțiune grafitizantă puternică, dar contribuie și la întărirea procesului de compactizare a grafitului.

Această lucrare abordează probema modificării grafitizante a fontelor, îndeosebi în bazinul formei de turnare, tehnologie aplicabilă în special, la cantități mai mari de fontă turnată (peste 100 kg).

Caracteristicile modificatorilor grafitizanți pastile

La realizarea modificatorilor utilizați în această tehnologie, s-a pornit de la necesitatea asigurării mai multor obiective:

— realizarea unei temperaturi scăzute de topire (sub 1 300°C), motiv pentru care s-a apelat la mangan, element care poate micșora temperatura lichidus în sistemele legate în siliciu;

— ridicarea capacității modificatoare în cele mai diverse situații în care se pot găsi fontele, din punctul de vedere al elementelor active, care pot să participe la formarea germenilor de grafitizare (S, O, N, C). În acest sens, s-a apelat la elemente care formează nitruri, oxizi, carburi, sulfuri și combinații ale acestora, într-o asociere care să asigure realizarea acțiunii modificatoare, indiferent de condițiile de elaborare ale fontei (încărcătură, supraîncălzire, grad de oxidare etc.);

— modificarea unor fonte cu sulf și oxigen scăzut de tipul Fgn și Fgv (în unele situații și Fc), la care mulți modificatori clasici sînt puțin eficienți;

— preîntîmpinarea apariției unor defecte în piesele turnate, de tipul porozităților de contracție, a sulfurilor datorate hidrogenului și azotului, a modificării zonale etc.;

— utilizarea în procesul de modificare grafitizantă a tuturor tipurilor de fonte, principiile generale active fiind aceleași; se creează, astfel, posibilitatea adoptării compoziției modificatorilor la situații mai deosebite (cazul fontelor cu grafit nodular feritice, cu plasticitate ridicată, obținute direct din turnare);

— realizarea unor pastile modificatoare cu compactitate ridicată, fără zgură, durabile în timp, rezistente la acțiuni mecanice și termice.

Experimentările au dus la realizarea unor *modificatori grafitizanți sub formă de pastile* (MGP), care răspund obiectivelor prezentate anterior. Trasarea curbei de răcire a acestor modificatori (fig. 2) a permis evidențierea mai multor particularități ale solidificării lor:

— viteza foarte mică de răcire care favorizează fenomenele de segregare, cu atît mai mult cu cît compoziția chimică conține elemente diferite din punctul de vedere al greutății specifice și al posibilităților de interacțiune;

— intervalul de solidificare care este relativ larg, înregistrîndu-se un domeniu principal la 1 240—1 270°C;

— segregația elementelor (îndeosebi a siliciului) care favorizează apariția unor eutectice ușor fuzibile, cu creștere de volum; lichidul astfel format prezintă fenomene de creștere, părăsind interiorul pastilei, proces favorizat și de degajarea gazelor în timpul solidificării, ducînd la umflarea pastilelor;

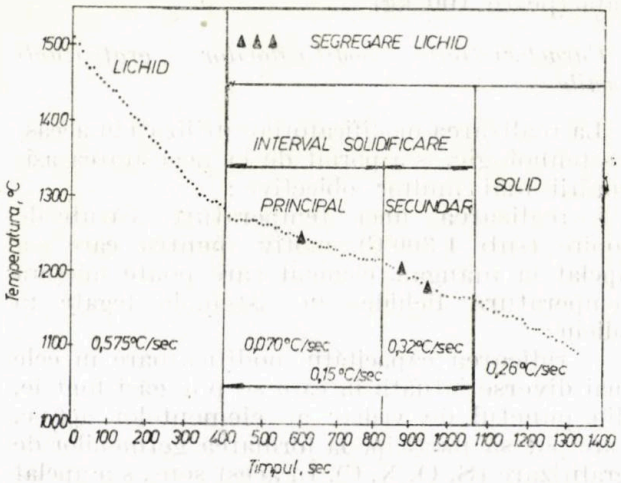


Fig. 2. Curba de răcire a modificatorilor grafitizanți pastile (MGP)

— formarea eutecticelor, la temperaturi scăzute, care determină prelungirea intervalului principal de solidificare, cu apariția unuia secundar.

La turnarea acestor modificatori sub formă de pastile au fost testate mai multe tehnologii, evidențiindu-se o serie de comportări specifice ale prealiajelor cu conținut ridicat de siliciu (îndeosebi peste 60% Si):

— acumularea unui volum mare de gaze (în special hidrogen), ceea ce favorizează tensionarea și fisurarea pastilelor;

— măcinarea în timp a pastilelor, care se dezagregă pînă la nivel de grăunți, în special din cauza gazelor (hidrogenului) absorbite.

În vederea limitării tendinței de gazare a topiturii, se impun următoarele: controlul strict al materialelor din încărcătură; creșterea vitezei de topire; limitarea temperaturii de supraîncălzire și a duratei de menținere a prealiajului în cuptor; utilizarea de fluxuri degazante. La turnare, se impune răcirea forțată a prealiajului, astfel încît acesta să ajungă în formă la o temperatură cît mai apropiată de cea de solidificare, fără menținerea îndelungată în oală.

Experimentările de laborator și cele industriale au evidențiat oportunitatea turnării prealiajului în forme metalice, cu asigurarea unei bune ventilații, în vederea eliminării gazelor.

Respectîndu-se aceste condiții, a fost posibilă obținerea unor pastile modificatoare compacte, a căror masă și densitate prezintă variații limitate (fig. 3), valorile acestora fiind în strînsă concordanță cu compoziția chimică utilizată. Se constată totuși faptul că, pe măsură ce masa acestor pastile crește, diferențele înregistrate se micșorează.

Obținerea fontelor cenușii modificate

Cu ajutorul modificatorilor grafitizanți pastile, cu masa cuprinsă între 20 și 300 g, respectiv a celor de tip MGP-0,02, MGP-0,1 și

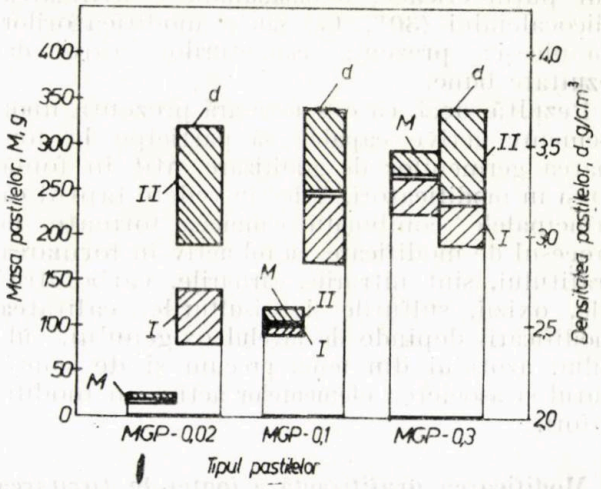


Fig. 3. Variația masei M și a densității d a modificatorilor grafitizanți pastile; I, II — variante ale compoziției chimice

MGP-0,3, au fost modificate fonte cenușii tip FcX, utilizate la turnarea pieselor pentru mașini-unelte.

Fontele au fost elaborate în cuptoare cu inducție cu creuzet cu căptușeală acidă, la frecvența rețelei, cu capacitatea de 12,5 t, fiind supraîncălzite la 1 470°C și menținute în cuptoare cu inducție cu canal, la 1 400—1 410°C.

Au fost turnate piese pentru mașini-unelte, în forme cu autoîntărire, pe bază de rășini furanice. La Intreprinderea Mecanică Alba Iulia sînt obținute piese de înaltă calitate, în condițiile utilizării unor bazine de turnare (fig. 4), care asigură atît reținerea zgurei cît și o curgere în parametrii controlabili ai fontei în formă. Aceste bazine sînt tipizate pe linii de turnare, acoperind o gamă relativ largă de piese.

Pastilele modificatoare au fost amplasate în bazinele formelor, în fața pragului de reținere a zgurei, așa cum rezultă și din figura 4.

La temperaturi de 1330—1370°C ale fontei în bazin, pastilele modificatoare au fost asimilate în întregime (tab. 1). Se remarcă faptul că este necesară respectarea unei corelații între cantitatea de fontă modificată — temperatura de turnare — timpul de turnare și mărimea pastilelor.

La valori constante ale primilor trei factori, alegerea corectă a mărimii pastilelor modificatoare are un rol deosebit de important. De exemplu, în cazul în care, la 1 000 kg fontă modificată, cantitatea de 1,52 kg modificator a fost realizată dintr-un număr de zece pastile modificatoare, cu masa de 250 g (trei bucăți)

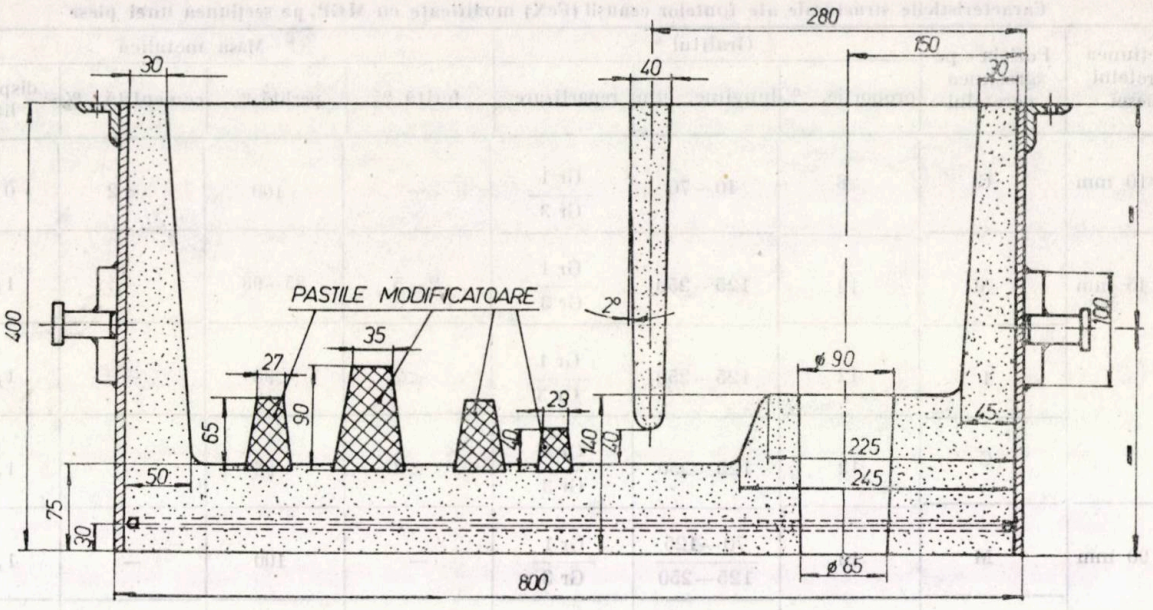


Fig. 4. Bazin de turnare cu pastile modificatoare

Tabelul 1

Parametrii tehnologiei de modificare a fontei cenușii (FeX) în bazin cu MGP

Numărul formei	Cantitatea de fontă lichidă turnată în formă, kg	Cantitatea de modificator grafitizant pastile (MGP)		Timpul de turnare a fontei, sec.	Temperatura de turnare, °C	Gradul de asimilare a pastilei, %
		kg	%			
1	600	0,9	0,15	32	1 370	100
2	1200	1,8	0,15	38	1 350	100
3	900	1,35	0,15	35	1 330	100

și 110 g (șapte bucăți), asimilarea s-a realizat în prima jumătate a timpului de turnare; din această cauză, ultima parte a fontei turnate a prezentat un grad mai redus de modificare. Este deci necesară realizarea unor combinații de mărimi de pastile (mici și mari), astfel încît asimilarea modificatorului să aibă loc pe toată durata turnării.

Analiza structurală a fontelor, efectuată pe probe prelevate din piese cu grosimea de 10—100 mm, a evidențiat prezența predominantă a grafitului lamelar modificat, tip A (Gr 1 — STAS 6905-85), de dimensiuni medii (70—250 μm), la o masă metalică de bază perlitică, fără cementită liberă (tab. 2).

Structura este caracterizată prin uniformitate, diferențele între grosimile de perete de 10 și 100 mm fiind reduse, ca și între zonele centrale și marginale ale piesei (tab. 2, fig. 2).

Caracteristicile mecanice ale fontei au fost determinate pe probe prelevate din peretele pieselor. Astfel, în cazul unei piese cu grosimea de 50—100 mm, solidificată la o viteză scăzută de răcire (forme din rășini furanice) și la o compoziție chimică care conține 3,16% C, 1,24% Si, 0,77% Mn, 0,08% P, 0,08%, respectiv $S_c = 0{,}82$, au fost obținute următoarele valori:

$$R_m = 283 \text{ N/mm}^2, \; 197 \; HB.$$

Utilizînd corelația dintre rezistența la tracțiune (R_m) și compoziția chimică a fontei, exprimată prin gradul de saturație în carbon S_c, pentru o grosime de perete echivalentă de 90 mm (corespunzătoare condițiilor respective de solidificare), se obține valoarea:

$$R_m = 950 - 850 \cdot S_c = 253 \text{ N/mm}^2 \qquad (1)$$

Rezultă, deci, că fonta este caracterizată printr-un indice de calitate RG la valori supraunitare, evidențiindu-se efectul deosebit al modificării:

$$RG = \frac{R_{m\,\text{determinat}}}{R_{m\,(\text{calculat})}} = \frac{R_m}{950 - 850 \cdot S_c} = 1{,}118 \qquad (2)$$

La un consum redus de modificator (0,15%) și la o fontă cu un grad de saturație în carbon relativ redus ($S_c = 0{,}82$), acțiunea grafitizantă a operației de modificare este intensă, astfel că cementita liberă nu a apărut pînă la grosimi de perete de 8 mm. În cazul unor piese cu grosimi și mai reduse, este necesară mărirea consumului de modificator de la 0,2 la 0,25%.

În condițiile utilizării unor forme cu rășini furanice cu conținut ridicat de azot, nu au fost constatate defecte de turnare specifice acestui element.

Caracteristicile structurale ale fontelor cenușii (FcX) modificate cu MGP, pe secțiunea unei piese *Tabelul 2*

Secțiunea peretelui piesei	Poziția pe grosimea peretelui	Grafitul *			Masa metalică			
		proporție, %	lungime, μm	repartizare	ferită, %	perlită, %	cementită, %	dispersia perlitei, μm
10×10 mm	C	8	40—70	Gr 1 / Gr 3	—	100	<2	0,3—0,8
40×45 mm	M	12	125—250	Gr 1 / Gr 3	2—5	85—98	—	1,3—1,6
	I	12	125—250	Gr 1 / Gr 3	<2	<98	—	1,3—1,6
	C	12	125—250	Gr 1 / Gr 3	<2	<98	—	1,3—1,6
60×90 mm	**M**	10	**70—125 / 125—250**	**Gr 1 / Gr 3**	—	100	—	**1,3—1,6**
	I	10	**125—250 / 70—125**	**Gr 1 / Gr 3**	—	100	—	**1,3—1,6**
	C	10—12	**125—250 / 70—125**	**Gr 1 / Gr 3**	—	100	—	**1,3—1,6**

* — C — centru; I — intermediar; M — margine;
** — Numărător — clasa predominantă; Numitor — alte clase existente (STAS 6905—85)

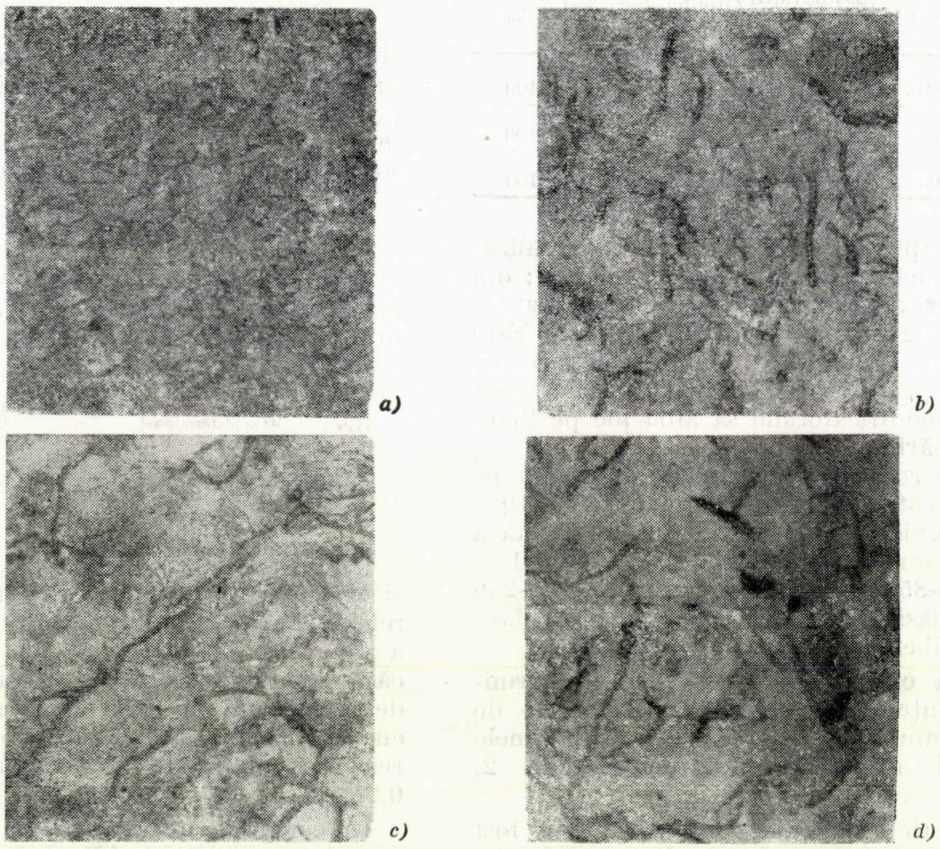


Fig. 5. Structura fontei cenușii tip FcX, modificată cu MGP în peretele unei piese turnate : *a* — 10 mm; *b* — secțiune 40 × 45 mm (margine); *c* — secțiune 40 × 45 mm (centru); *d* — secțiune 60 × 90 mm (centru); atac nital 2%; 150 : 1

Tabelul 3

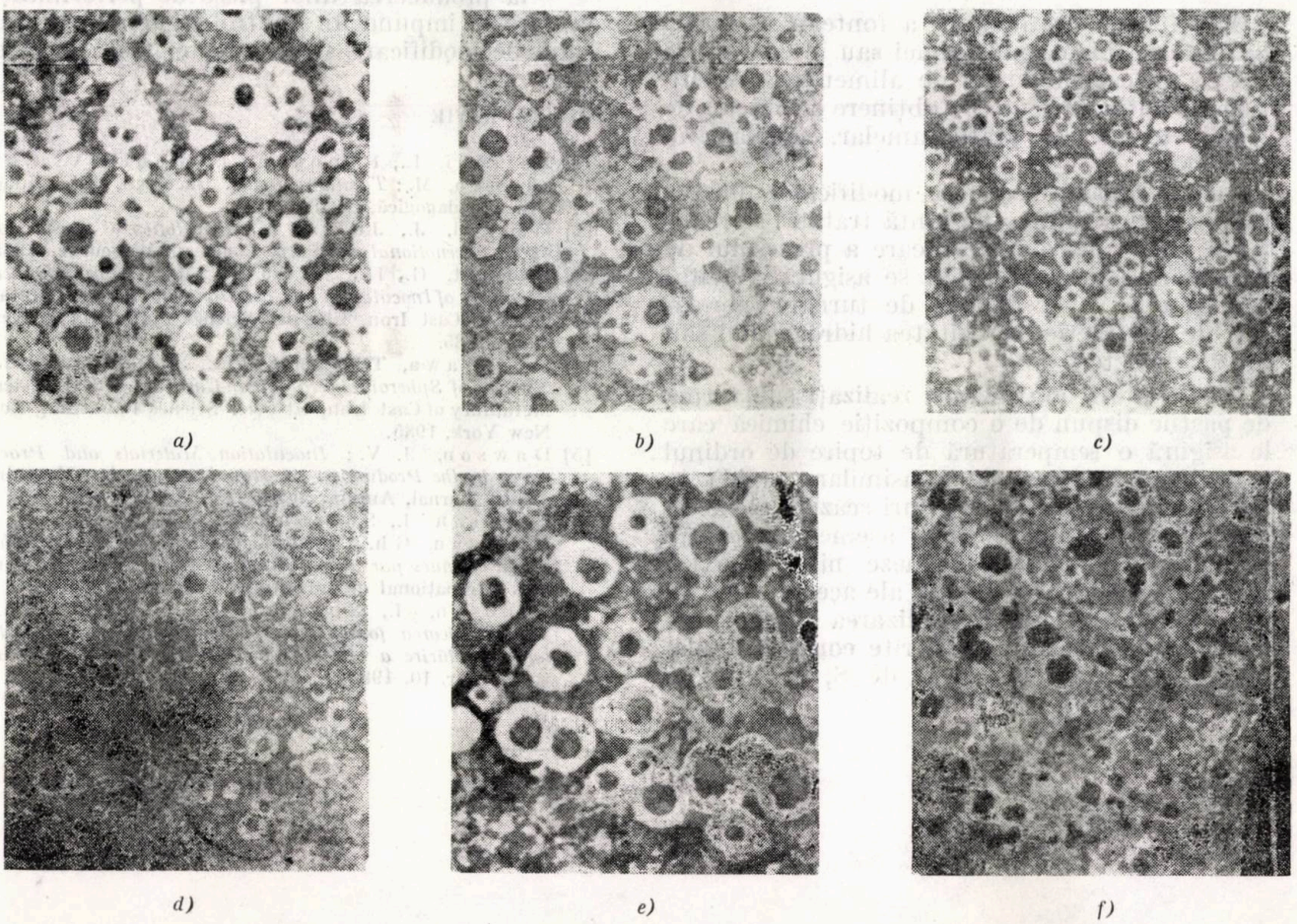
Tendința de formare a cementitei libere și caracteristicile structurale ale Fgn, postmodificate cu FeSi și MGP

Postmodificare	Mărimea zonei cu cementită liberă, mm	Grosimea peretelui, mm	Caracteristici structurale						
			Grafit				Masa metalică %		
			tipul de grafit, %		numărul nodulelor de grafit pe mm²	diametrul nodulelor, μm	ferită	perlită	cementită
			Gn	Gv					
FeSi	9	5	<90	<10	500	25—60	20	80	2—5
		10	<90	<10	395	25—60	20	80	—
MGP	1,5	5	<90	<10	610	10—40	15	85	—
		10	<90	<10	420	25—50	20	80	

Postmodificarea fontelor cu grafit nodular

Modificatorii grafitizanți sub formă de pastile au fost testați și în producția de fontă cu grafit nodular. Au fost utilizate fonte elaborate în cuptorul cu inducție cu creuzet cu următoarea compoziție chimică: 3,7—3,9% C; 1,3—1,4% Si; 0,4—0,5% Mn; 0,15% P; 0,015—0,02 %S.

Modificarea a avut loc în oală, prin procedeul Sandwich, cu 1,5% FeSiCaMgCe (4—5% Mg; 1—3% Ca; 0,2—0,5% Ce; 40—60% Si; rest Fe), la temperatura de 1 450°C. Postmodificarea s-a realizat în formă, comparativ, cu FeSi 75 și modificator grafitizant pastile, urmărindu-se, îndeosebi, tendința de albire a fontei (apariția cementitei libere) și gradul de finisare a grafitului. În acest scop, au fost turnate probe tip pană (20 × 50 × 40 mm), a căror structură este prezentată în tabelul 3 și figura 6.



a) *b)* *c)*

d) *e)* *f)*

Fig. 6. Structura Fgn, postmodificată cu FeSi și MGP, la grosimi reduse de perete:
a, b — 3 mm; *c, d* — 5 mm; *e, f* — 10 mm; *a, c, e* — utilizare FeSi; *b, d, f* — utilizare MGP; atac nital 2%; 150:1

Se remarcă faptul că utilizarea modificatorilor complecși tip MGP determină o sensibilitate mai redusă la solidificarea fontei în sistemul metastabil (apariția cementitei libere) și favorizează formarea unor noduli de grafit de dimensiuni mai mici și în număr mai mare pe unitatea de suprafață, cu compactitate avansată.

Puterea mai mare de germinare a grafitului se manifestă, deci, și în condițiile în care fontele supuse modificării grafitizante au un conținut scăzut de siliciu și foarte scăzut de sulf și oxigen, ultimele două elemente fiind în mare parte eliminate în timpul modificării de compactizare a grafitului (cu FeSiCaMgCe).

Se apreciază că postmodificarea în formă a fontei cu grafit nodular cu modificatori grafitizanți pastile constituie o soluție pentru producerea pieselor cu pereți subțiri fără cementită liberă, deci cu excluderea necesității aplicării unui tratament termic ulterior, de recoacere grafitizantă. Acest lucru este cu atît mai important cu cît se realizează în condițiile unui conținut redus de siliciu (sub 2,3%) ceea ce asigură un spor de tenacitate fontei.

Concluzii

Modificarea grafitizantă a fontelor în forma de turnare (în bazinul formei sau în camera de reacție în cadrul rețelei de alimentare) constituie o soluție eficientă de obținere a fontelor de înaltă calitate, cu grafit lamelar, nodular sau vermicular.

La un consum redus de modificator (0,05—0,25% din cantitatea de fontă tratată) se realizează nu numai o intensificare a procesului de germinare a grafitului, dar se asigură și evitarea apariției unor defecte de turnare (porozitate de contracție, porozitatea hidrogenului sau a azotului etc.).

Modificatorii grafitizanți realizați sub formă de pastile dispun de o compoziție chimică care le asigură o temperatură de topire de ordinul a 1 240—1 270°C și de o asimilare rapidă în fontă, inclusiv la temperaturi scăzute ale acesteia (1 300—1 400°C). De asemenea, conțin elemente capabile să formeze nitruri, oxizi, carburi, sulfuri și combinații ale acestora, într-o asociere care să asigure realizarea acțiunii modificatoare, în cele mai diferite condiții de elaborare a fontelor (conținut de S, O, N, C în fontă, încărcătură, grad de supraîncălzire și oxidare etc.).

Asimilați în fabricație la I. M. Vaslui, acești modificatori sînt produși sub denumirea de *modificatori grafitizanți pastile* (MGP), masa pastilelor variind în limite largi, de la zeci de grame la cîteva kilograme. Se recomandă utilizarea unor combinații de pastile de mase diferite, pentru a se asigura o asimilare continuă în tot timpul turnării fontei. Aceste combinații sînt determinate de masa și temperatura fontei tratate, de timpul de turnare a fontei și de durata contactului pastile-fontă.

Se recomandă utilizarea acestor pastile îndeosebi în următoarele cazuri:

— la producerea unor cantități mari de fontă modificată, cînd timpul îndelungat de la modificare pînă la turnare diminuează în mare măsură efectul modificator;

— la turnarea unor piese cu pereți subțiri sau la utilizarea unor forme cu capacitate ridicată de acumulare a căldurii, cînd tendința de formare a cementitei libere este mare, mai ales atunci cînd fontele au un conținut foarte scăzut de sulf și oxigen;

— la modificarea unor fonte la temperaturi scăzute, produse inclusiv în cubilou;

— la producerea unor piese de performanță la care se impune un control riguros al procesului de modificare și al defectelor de turnare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L., Ripoșan, I., Brabie, V., Chișamera, M.: *Turnarea fontei*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1985.

[2] Härkki, J., Julin, Y: *Inoculation of Cast Iron 52nd International Foundry Congress*, Melbourne, 1985.

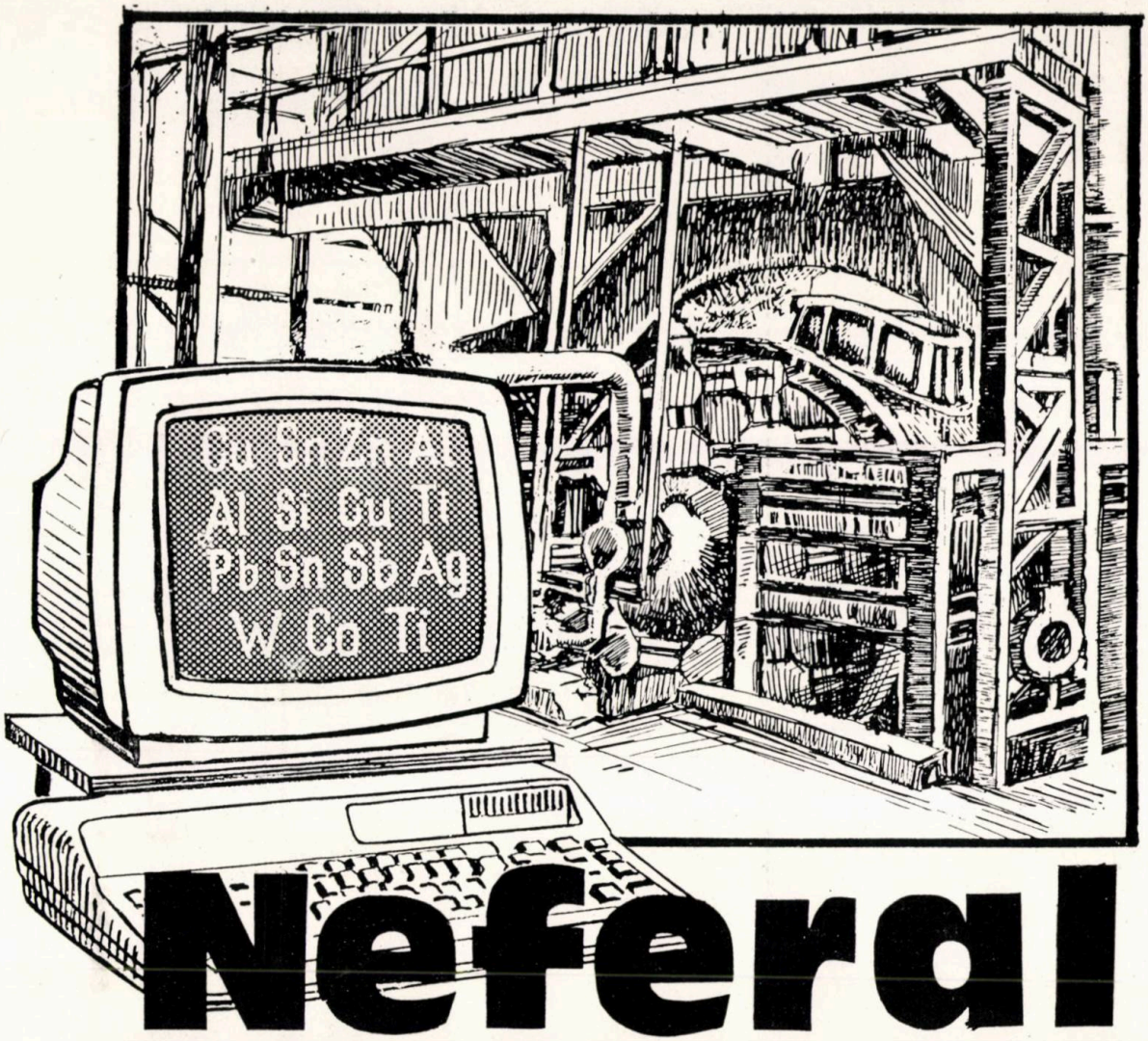
[3] Bennet, G., H., J., Gadd, M., A. *The Physical Chemistry of Inoculation of Cast Iron*. The Physical Metalurgy of Cast Iron, Elsevier Science Publishing 6, New York, 1985.

[4] Kusakawa, T., Ogame, A., Xu, X., Lin, H.: *Nucleus of Spheroidal Graphite in Cast Iron*. The Physical Metalllury of Cast Iron, Elsevier Science Publishing Co., New York, 1985.

[5] Dawson, J. V.: *Inoculation Materials and Procedures in the Production of Iron Castings*. În: Foundry Trade Journal, Anglia, aprilie 25, 1985, p. 315—322.

[6] Ripoșan I., Sofroni, L., Mărgineanu, I. Mureșan, Gh.: *Fontes a graphite lamellare et spheroidal obtenues par modification en moule*. Al 43-lea Congres internațional de turnătorie, București, 1976.

[7] Ripoșan, I., Sofroni, L., Mureșan, Gh.: *Postmodificarea fontelor cu grafit nodular – o posibilitate de întărire a efectului modificator*. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 10, 1983, p. 525 — 531.



Neferal

o garanție a calității

ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ NEFERAL
PRODUCE :

- Aliaje pe bază de cupru - bronzuri și alame pentru turnătorii;
- Aliaje pe bază de plumb, staniu, antimoniu pentru turnătorii și alte scopuri;
- Aliaje de lipit sub formă de bare, sîrmă sau tub cu pastă decapantă;
- Aliaje antifricțiune pentru lagăre;
- Aliaje tipografice;
- Aliaje pe bază de aluminiu pentru turnătorii;
- Aliaje de zinc pentru turnare sub presiune;
- Amestecuri de carburi dure gata de presare;
- Plăcuțe metalice din carburi dure pentru așchiere și produse sinterizate din carburi dure.

Întreprinderea Metalurgică Neferal poate fabrica aliaje nefroase, produse sinterizate din carburi metalice, precum și amestecuri de carburi dure gata de presare, la cerere.

Oferă totodată întreprinderilor din țară, care dețin materiale refolosibile cu conținut de metale neferoase, colaborări permanente de prelucrare a acestora în aliaje de metale neferoase pentru turnătorii, cu randamente de extracție al metalului optim, cu consumuri de energie și materiale auxiliare reduse și cu obținerea de prealiaje sau produse finite conform normelor de fabricație în vigoare (STAS, CS, etc.). Controlul pe tot parcursul de fabricație realizat cu aparatură modernă de analiză, atît chimic, cît și prin metode fizico-chimice (spectrale), reprezintă garanția calității.

A se adresa pentru relații la telefon direct conducerii 27.42.80 și 27.25.95, precum și birou PPUP, telefon 27.60.40/interior 274.

ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ NEFERAL, B-dul. BIRUINȚEI 100, SECTOR 2, BUCUREȘTI, COD 73951 — Tel. 276040 — Telex 11725

Ξ3280 R KOH
Referativ

METALURGIA

8

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XL • NR. 8 • AUGUST 1988

INTREPRINDEREA PRODUCE:

CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOC
Piata 1Mai nr.
Telefon 32047
Telex 31364

- MATERIALE ELECTROCARBUNOASE

(de diferite sortotipuri)

- ELECTROZI SIDERURGIC
- ELECTROZI DE CRAITUIRE
- ELECTROZI DE BATERII

EXPORTATOR:

electroexportimport

BUCURESTI
Calea Victoriei nr.216
Telefon: 502870 Telex: 11388

METALURGIA

Anul 40 Nr. 8 August 1988

CUPRINS

Szabo, A. și Gheorghe, Mihaela : **Valorificarea superioară a deșeurilor bazice** 385

Moldoveanu, Cristina : **Posibilități de influențare favorabilă a stării incluzionare la oțelurile de rulmenți** 387

Chiser, Z. : **Metode de raționalizare a dezoxidării cu aluminiu a oțelurilor necalmate. Utilizarea feroaluminiului la aplicarea capacului chimic** 392

Isac, Mihaiela : **Termodinamica precipitării elementelor de aliere și microaliere în oțelurile cu rezistență ridicată, slab aliate și microaliate, de tip C-Mn-Cr-Mo-BV-Ni** 395

Bacinschi, Zorica, Marcu, P., Macovei, C., Niță, P. și Lupeanu, H. : **Determinarea factorilor tehnologici care influențează pierderile de metal prețios la obținerea sîrmelor subțiri din aliaj PtRh** 400

Vlaicu, Gh. : **Spectrele complecșilor formați la coroziunea oțelurilor înalt aliate în acid azotic** 404

Ripoșan, I., Demeni, Z. și Vlădoiu, M. : **Fonte cu grafit nodular bainitice cu tenacitate și plasticitate ridicată** 406

Pîrvu, Victoria, Cosneanu, C., Costea, A., Alexandru, M. și Pascu, F. : **Vopsea pentru protecția formelor metalice (lingotiere) utilizate la turnarea lingourilor din oțel** 412

Cohn, E., Ionescu, Cornelia, Chivu, Vasilica : **Imbunătățirea dezbaterii miezurilor din piesele turnate din aliaje de aluminiu** 414

Colan, H. : **Momente din istoria studiului metalelor și tratamentelor termice** 418

Primul congres internațional pentru fabricarea cocsului *(cronică)* 421

Cronică 425, 428

Revista revistelor . . 394, 399, 403, 411, 424, 426, 427

COLEGIUL DE REDACȚIE

MARIN ENACHE, SUZANA GĂDEA, DAN DULAMĂ, NECULAI AGACHI, COSTACHE TROTUȘ, ȘTEFAN CORNEA, CONSTANTIN DRAGOMIR, IOAN DRĂGAN, MIRECA DRĂGULIN, TITI DULĂMIȚĂ, SABIN FAUR, ALEXANDRU FLOREA, CONSTANTIN GIOGU, CONSTANTIN IONESCU, EMIL IONESCU, PETRE MARCU, MIHAI NICA, MIHAI NICULESCU, FLOREA OPREA, IULIU OVESEA, ONOFREI PARASCAN, CORNELIU RIZESCU, BUJOR ROȘCA, MARIA SAVU, ION SUCIU, LAURENȚIE SOFRONI, IOSIF TRIPȘA, MARIN TRUȘCULESCU, CONSTANTIN URSULESCU, SILVIA VACU

„Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă. P.O. Box 136—137. Telex: 11 226. BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3"

Redactor responsabil: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÂRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. «Informația» — c. 2331

CONTENTS

MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONTI KÖNYVTÁR ÉS SZOLGÁLAT 1383

DC : 002.68.658.567

Szabo, A. and *Gheorghe, Mihaela* : **Basic waste turned to better account**

The paper presents the categories of recovered and reused materials from the demolished brickwork, the experiments and the results which have been obtained with recovered waste at different heat facilities in Romania.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 385—386

DC : 669.14.018.293

Moldoveanu, Cristina : **Ways of improving the inclusionary state in ball-bearing steels**

The paper presents the results which have been obtained (chemical homogeneity, gas content and non metal inclusions, fatigue resistance) when using new technologies (vacuum or blowing processes or a combination between steelmaking processes) for ball-bearing steel production.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p, 387—391

DC : 669.046.55

Chiser, Z.: **The reduction of aluminium consumption in rimmed steel deoxidation. The use of ferro-aluminium when using the chemical „lid"**

Metalurgia 40 (1988), nr. 8 , p. 392—394

DC : 669.14.018.256

Isac, Mihaiela : **The thermodynamics of alloying element precipitation and of microalloying elements in C-Mn-Cr-Mo-B-V-Ni low alloy and microalloy high resistance steels**

The paper presents a thermodynamic method of determining the phase and chemical equilibrium in a C-Mn-Cr-Mo-B-V-Ni steel, considered as a condensed phase system.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 395—399

DC : 62—426 :671

Bacinschi, Zorica, Marcu, P,. Macovei, C., Niță, P. and Lupeanu, H. : **The determination of the technological factors which influence the precious metal losses when obtaining PtRh thin wires**

The research activity has aimed at determining the reasons of precious metal losses when obtaining PtRh thin wires. The authors present the studies carried out on the samples taken from the material resulting during the technological flow of thin wire manufacturing.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 400—403

DC : 620.193 :669. 18

Vlaicu, Gh. : **The spectra of the complexes formed during the nitric acid corrosion of high alloy steels**

The paper presents the results obtained during the study of nickel, chrome and iron ions in the complexes formed as a consequence of nitric acid treatment of steels and of pure chrome and nickel.

The author highlights the nature of the complexes which had been formed, as well as the differences of the measured spectra as compared to similar spectra presented in literature.

Furthermore, the author identifies the absorbtion strips which apperar in the spectra of the complexes formed after the nitric acid attack of high alloy steels.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 404—405

DC : 669.131.622

Ripoșan, I., Demeni, Z., and *Vlădoiu, M.* : **Bainitic nodular graphite cast iron with high deformability and toughness**

The limitation of the managanese content (max. 0,4 %) and that of phosphorus (max. 0,025 %) for a usual production of nodular graphite perlitic cast iron (Fgn 700—2) and alloying these cast iron with 0,77 % Ni — 0,65 % Cu — 0,2 % Mo have created favorable conditions for the achievement, by a heat treatment (900°C/2 h—370°C/2 h), of a bainitic and austenitic structures which ensure a high toughness (KCU = = 20—30 J/cm^2) and deformation (A = 9—10 %), for higher resistance values (800—1000 N/mm^2) and for higher hardness values (270—290 *HB*).

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 406—411

DC: 620.197.6 ; 621.746.393

Pîrvu, Victoria, Cosneanu, C., Costea, A., Alexandru, M. and *Pascu, F.*: **Protection paint for the moulds used in steel ingot casting**

The paper presents the technological and operation properties of VOL paint for the protection of moulds used at steel ingot casting.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 412—413

DC : 621.762 : 621. 93.71

Cohn, E., Ionescu, Cornelia and *Chivu, Vasilica* : **The improvement of core stripping from aluminium alloy castings**

The authors establish the particular efficiency of micronized cellulose as knock-out agent, used in the manufacturing of cores out of dextrine, flax oil, sodium silicate, furanic resin or vinylic binder, by analysing the effect of addition on the technological properties of moulding mixtures and its action on the knock-out index.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 414—417

DC : 669.054 : 621.78

Colan , H. : **Moments from the history of the metallography study and heat treatment**

The author presents the great achievements and discoveries in metallurgy which occur a hundred years (1886—1887). This end of the century is marked by the tremendous activity of Osmond, Le Chatelier, Roberts-Austen, the great founders of metal science, of metallography and thermal analysis, of heat treatment theory. The author has also mentioned the first Romanian researches from the beginning of the XX th century carried out by Cristea Nicolescu-Otin.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 418—420

INHALT

DK: 002.68.658.567

Szabo, A. und *Gheorghe, Mihaela*: **Höhere Verwertung der basischen Abfälle**

In der Arbeit werden die verschiedenen Kategorien von rückgewonnenen und wiederverwendbaren Werkstoffe, die vom Abbau der alten Mauerwerke entstammen, sowie die Untersuchungen und bzw. Ergebnisse der an den wiederverwendeten Abfällen, mittels von verchiedenen thermischen Einrichtungen, in Rumänien, erzielt wurden, erörtert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 385—386

DK: 669.14.018.29.3

Moldoveanu, Cristina: **Möglichkeiten zum günstigen Einfluss des Einschlüssenzustands der Kugellagerstähle**

In der vorliegenden Arbeit werden die erzielten Ergebnisse (chemische Homogenität, Gehalt an Gasen und nichmetallischen Einschlüssen, Kontaktermüdungsfestigkeit) nach den Einsatz, bei der Herstellung der Kugellagerstähle, einiger neuen Verfahrenstechniken (Vakuum, Injektionsverfahren, kombinierte Herstellungsverfahren), dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 387—391

DK: 669.046.55

Chiser, Z.: **Rationalisierungsmethoden der Desoxydation mit Aluminium der unberuhigten Stähle; Einsatz des Aluminiumeisens bei der Verwendung des chemischen Deckels**

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 392—394

DK: 669. 14. 018.256

Isac, Mihaiela: **Thermodynamik der Abscheidung der Legierungselemente und der mikrolegierten Elemente aus höherfeste niedrig- und mikrolegierte C-Mn-Cr-Mo-B-V-Ni- Stähle**

In der Arbeit wird ein Bestimmungsverfahren, anhand den thermodynamischen Eigenschaften der chemischen und phasischen Gleichgewicht eines C-Mn-Cr-Mo-B-V-Ni- Stahles, das als ein Vielkomponentensystem mit kondensierte Phasen betrachtet wird, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 395—399

DK: 62—426:671

Bacinschi, Zorica, Marcu, P., Macovei, C., Niță, P. und *Lupeanu, H.*: **Bestimmung der verfahrenstechnischen Faktoren, die die Edelmetallverluste, bei der Herstellung von Dünndraht aus PtRh-Legierungen, beeinflussen**

Die Versuche hatten als Ziel die Festsetzung der Ursachen, die während des Herstellungsprozesses des Dünndrahts aus PtRh-Legierungen, zu Edelmetallverluste führen. Es werden einige Untersuchungen die an Mustern, die aus dem Dünndrahtherstellungsprozess resultieren, angeführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 400—403

Vlaicu, Gh.: **Spektren der infolge der Korrosion der in Salpetersäure hochlegierten Stähle, gebildeten Komplexe**

Die Arbeit gibt einige Resultate die mit Hilfe einer Untersuchung der Chrom-Nickel-und Eisenionenspektren aus einigen Komplexen, die nach der Behandlung mit Salpetersäure der sich in reinem Zustand befindenden Stähle, Chrom und Nickel entstanden sind, wieder.

Es werden die Art der entstandenen Komplexe wie auch der Unterschied zwischen den gemessenen Spektren und einigen gleichartigen, in Schrifttum angeführten Spektren, hervorgehoben.

Es werden die Absorptionsbändern die in Komplexenspektren, dic nach der Salpetersäureätzung der hochlegierten Stähle entstehen, identifiziert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 404—405

DK: 669.131.622

Riposan, I., Demeni, Z., Vlădoiu, M.: **Bainitisches Gusseisen mit Kugelgraphit mit hohe Zähigkeit und Formbarkeit**

Die Beschränkung des Mangangehalts (max. 0,4 %) und des Phosphorgehalts (max. 0,025 %), im Falle einer üblichen Erzeugung von perlitisches Gusseisen mit Kugelgraphit (Fgn 700—2) und das Legieren der o.g. Gusseisensorten mit 0,77 %Ni—0,65 % Cu — 0,2 % Mo sind vorteilhafte Bedingungen für die Einstellung, durch Wärmebehandlung (bei 900°C/2h—370°C /2h) einer austenitisch — bainitischen Struktur die zur Erzielung eines hohen Zähigkeitgrades (KCU= 20—30 J/cm^2), und Formbarkeitgrades (A = 9—10 %), zu hohe Widerstandswerte (800—1000 N/mm^2) und zu einer Härte von 270 bis 290 HB führt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 406—411

DK: 620.179.6; 621.746.393

Pirvu, Victoria, Cosneanu, C., Costea, A., Alexandru, M. und *Pascu, F.*: **Anstrichmittel für den Schutz von Kokillen die beim Giessen der Stahlblöcke angewandt werden**

In der Arbeit werden die verfahrens-und betriebstechnischen Eigenschaften des VOL-Anstrichmittels, das für den Schutz der Kokillen, die beim Giessen von Stahlblöcken angewandt werden, erörtert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 412—413

DK: 621.762: 621. 793.71

Colin, E., Ionescu, Cornelia und *Chivu, V.*: **Verbesserung des Ausschlagens der Gussstückkerne aus Aluminiumlegierungen**

Es wird die hohe Wirksamkeit der mikronisierten Zellulose, als Ausschlagmittel festgesetzt. Das o.g. Ausschlagmittel wird bei der Herstellung der Kerne aus Dextrin und Flachsöl aus Natriumsilikat, Furanharz oder Vinylbindemittel eingesetzt. In der Arbeit wird die Wirkung des Zusatzes auf den verfahrenstechnischen Eigenschaften der Gemische, wie auch dessen Einwirkung auf den Ausschlagindex analysiert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 414—417

DK: 669. 054: 621. 78

Colan, H.: **Einige Daten aus der Geschichte der Metallforschung und der Wärmebehandlung**

Es werden die wichtigsten Entwicklungen und Entdeckungen aus der Zeitspanne 1886—1887 erörtert. Vor hundert Jahren war die Metallurgie von den hauptsächlichen Vorgängern der Metallwissenschaft, wie z. B. Osmond, Le Chatelier, Roberts-Austen u.a., sowie von der thermischen Analyse und der Wärmebehandlungstheorie gekennzeichnet. Es werden ebenfalls die ersten rumänischen Untersuchungen, die zu Beginn des 20. Jahrhunderts von Cristea Nicolescu- Otin ausgeführt wurden, erläutert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 418—420

SOMMAIRE

CD : 002.68.658.567

Szabo, A. et *Gheorghe, Mihaela* : **La mise en valeur des déchets basiques**

Les auteurs présentent les catégories de matières récupérables et réutilisables des maçonneries démolies, les expériments et les résultats obtenus sur différentes installa tions thermiques de Roumanie.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 385–386

CD : 669. 14. 018.293

Moldoveanu, Cristina : **Facteurs qui influencent l'état inclusionnaire des aciers pour roulements**

L'article présente les résultats obtenus (homogénéité chimique, teneur en gaz et en inclusions nonmétalliques, résistance à la fatique de contact) à la suite de l'utilisation de certaines technologies nouvelles (vide, processus d'injection, combinaisons entre les processus d'élaboration) à l'élaboration des aciers pour roulements.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p, 387–391

CD : 669,046.55

Chişer, Z. : **Méthodes de rationalisation de la désoxydation des aciers non calmés à l'aide de aluminium; l'utilisation du ferrochrome pour l'application du „couvercle " chimique.**

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 392–394

CD : 669.14.018.256

Isac, Mihaiela : **La thermodynamique de la précipitation des éléments d'alliage et de microalliage dans les aciers à résistance élevée, faiblement alliés et microalliés de type C-Mn-Cr-Mo-B--V-Ni**

L'article présente une méthodologie de détermination de l'équilibre chimique et de phase dans un acier de type C-Mn-Cr-Mo-B-V-Ni, en tant que système multicomposant à phases condensées.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 395–399

CD: 62–426: 671

Bacinschi, Zorica, Marcu, P., Macovei, C., Niţă, P. et Lupeanu, H.: **Détermination des facteurs technologiques qui influencent les pertes en metal noble lors de la fabrication des fils minces en alliage PtRh**

Les recherches ont eu pour but la détermination des causes qui engendrent des pertes en métal noble au cours du processus d'obtention des fils minces en alliage PtRh. On présente les investigations effectuées sur les epreuves prélevées du matériel résulté du flux technologique de fabrication des fils minces.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 400–403

CD : 620. 193 : 669.18

Vlaicu, Gh. : **Les spectres des complexes formés à la corrosion des aciers fortement allié en acide azotique**

L'auteur présente les résultats des analyses des spectres d'ions de chrome, nickel et fer en complexes formés à la suite du traitement par l'acide azotique des aciers et du chrome et du nickel en état pur.

On a souligné la nature des complexes formés et les différences entre les spectres mesurés et les spectres similaires mentionnés dans la littérature de specialité; on a identifié les bandes d'absorbation qui apparaissent dans les spectres des complexes formés à la suite de l'attaque par acide azotique des aciers fortement alliés.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8 p. 404–405

CD: 669.131.622

Ripoşan, I., Demeni, Z., Vlădoiu, M. : **Fontes bainitiques à graphite nodulaire à ténacité et plasticité élevées**

La limitation de la teneur en manganèse (maximum 0,4 %) et en phosphore (maximum 0,025 %) dans le cas d'une production courante de fonte perlitique à graphite nodulaire (Fgn 700 — 2) et l'alliage de ces fontes par 0,77 % Ni— —0,65 % Cu — 0,2 % Mo ont crée des conditions favorables à la réalisation par traitement thermique (900°C/2 h — 370°C/2 h) d'une structure bainitique austenitique qui assure l'obtention d'une ténacité ($KCU = 20–30$ J/cm²) et d'une plasticité ($A = 9 – 10\%$) élevées pour valeurs supérieures de la résistance (800–1000 Nmm²) et de la dureté (270— —290 *HB*).

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 406–411

CD: 620.197: 621.746.393

Pîrvu, Victoria, Coşneanu, C., Costea, A., Alexandru, M. et *Pascu, F.*: **Peinture pour la protection des lingotières utilisés à la coulée des lingots en acier**

L'article présente les propriétés technologiques et en état de fonctionnement de la peinture VOL, utilisée à la protection des lingotières pour la coulée des lingots en acier.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 412–413

DK : 621.762 :621.793.71

Cohn, E., Ionescu, Cornelia et *Chivu, V.* : **L'amélioration du décochage des noyaux des pièces coulées en alliages d'aluminium**

Les auteurs ont constaté l'efficacité de la cellulose micronisée en tant qu'agent de décochage utilisé ou moulage des noyaux en dextrine et huile de lin, en silicate de sodium, résine furannique ou liant vinylique. On analyse l'effet de l'addition sur les propriétés technologiques des mélanges et son influence sur l'indice de décochage.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 414–417

CD: 669.054: 621.78

Colan, H.: **Moments de l'histoire de la métallographie et des traitements thermiques**

On présente les réalisations et les grandes découvertes de la fin du XIXe siécle (1886 — 1887) dans le domaine de la métallurgie. Après l'activité des pionniers (Réaumur, Widmannstätten, Sorby, Cernov), cette période est marqueé par la prodigieuse activité de Osmond, Le Chatelier, Roberts-Austen etc., les grands créateurs de la métallographie, de l'analyse thermique et de la théorie des traitements thermiques.

On fait mention aussi des premières recherches roumaines effectuées au début du XXe siècle par Cristea Nicolescu-Otin.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 418–420

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 002.68.658.567

Сабо, А. и *Георге, Михаела:* **Использование щелочных отходов**

В работе представлены категории рекуперирующих и регенерирующих материалов от сносимых кладок, эксперименты и полученные результаты рекуперирующими отходами у различных термических агрегатов Румынии.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 385—386

ДК: 669.14.018.29.3

Молдовеану, Кристина: **Возможности благоприятного влияния включений шарикоподшипниковой стали**

Работа представляет полученные результаты(химическая однородность, содержание газов и неметаллических включений, сопротивление усталости при контакте) в использовании при выплавке подшипниковых сталей, новых технологий (вакуум, способы продувки, комбинации способов выплавки).

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 387—391

ДК: 669.046.55

Кисер, З.: **Методы рационализации раскисления алюминием кипящей стали: использование ферроалюминия при нанесении химической закупорки**

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 392—394

ДК: 669.14.018.256

Исак, Михаела: **Термодинамика осаждения легирующих и микролегирующих элементов в высокопрочных, малолегирующих и микролегирующих сталях типа** C—Mn—Cr—Mo—B--V—Ni

Работа представляет метод определения по термодинамическим критериям химического и фазового равновесия в стали типа C—Mn—Cr—Mo—B—V—Ne, рассматриваемого как многосоставная система с конденсированными фазами.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 395—399

ДК: 62-426: 671

Бачински, Зорика, Марку, П., Маковей, К., Ницэ, П. и *Лупеану, Н.:* **Определение технологических факторов, влияющие потери драгоценного металла при изготовлении тонких проволок из сплава PtRh**

Цель исследовательских работ — определение причин, ведущие к потерям драгоценного металла в процессе получения тонких проволок из сплава PtRh. Представлены проведенные исследования на отборных образцах из материала, результирующего на технологическом потоке производства тонких проволок.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 400—403

ДК : 620.193 : 669.18

Влайку, Г.: **Спектры образоанных комплексов при коррозии высоколегированных сталей в азотной кислоте**

Представлены полученные результаты при изучении онных спектров иодидов хрома, никеля и жезеза в образованных при обработке азотной кислотой и в чистом состоянии хрома и никеля.

Выявлены вид образованных комплексов и ралзичия измеряемых спектров в отличии от подобных спектров, представленных в литературе, а также установлены полосы поглощения, появлющиеся в спектрах образованных комплексах как следствие травления высоколегированных сталей азотной кислотой.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 404—405

ДК: 669.131.622

Рипошан, И., Демени, З., Влэдою, М.: **Бейнитовый чугун с шаровидным графитом и высокой пластичностью**

Ограничение содержания марганца (макс. 0,4%) и фосфора (макс. 0,025%) при обыкновенном выпуске перлитного чугуна с шаровидным графитом (Fgn700-2) и легирование этих чугунов с 0,77 % — 0,65% Cu — — 0,2% Mo создали благополучные условия образования термической обработкой (900°C/2ч — 370° C/2ч), бейнито-аустенитной структуры, обеспечивающие получение высокой вязкости (KCU = 20—30 Дж/см²) и пластичности (A = 9—10%), при высоких значениях сопротивления (800—1000 Н/мм²) и твердости (270 — 290 HB).

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 406—411

ДК:620.197.6:621.746.393

Пырву, Виктория, Коснеану, К., Костеа, А., Александру, М. и *Паску, Ф.:* **Краска для защиты металлических форм (изложниц, используемые при разливке стальных заготовок**

Работа представляет технологические и эксплуатационные свойства краски, предназначенные защите изложниц, используемых при разливке стальных заготовок.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 412—413

ДК: 621.762: 621.793.71

Кон, Е., Ионеску, Корнелия и *Киву, В.:* **Улучшение выбивки стержней отливок из алюминиевых сплавов**

Устанавливается особая эффективность целлюлозы, микронизированной как агент выбивки, используемый при изготовлении стержней из декстрины и льняного масла, из силиката натрия, фурановой смолы или винилового связывающего вещества, анализируя эффект добавки на технологические свойства смесей и на показатели выбивки.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 414—417

ДК: 669.054: 621.78

Колан, Х.: **Этапы в истории изучении металлов и термообработок**

Представлены высокие достижения и открытия сто лет назад (1886—1987) в области металлургии. В этом периоде развенули широкую деятельность: Osmond, Le Chatelier, Roberts-Austen и т.д., создатели науки металлов, металлографии и термического анализа, теории термообработок. Отмечены и первые румынские исследования начала XX века, проведенные Кристеа Николеску Отин.

Metalurgia 40 (1988), nr. 8, p. 418—410

METALURGIA 8
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Ing. A. Szabo şi ing. Mihaela Gheorghe
ICEM

Valorificarea superioară a deşeurilor bazice

CZ: 002.68 ; 658.567

Reutilizarea zidăriilor refractare demolate este în atenţia producătorilor şi consumatorilor de refractare, reprezentînd principala sursă de reducere a consumurilor materiale la fabricarea produselor refractare şi la exploatarea căptuşelilor refractare.

Avantajele economice rezultă din natura acestei surse de materie primă pentru fabricanţi, care, practic, este reintrodusă în fluxul tehnologic drept semifabricat fără consumuri energetice şi forţă de muncă necesară extragerii, reparării şi sinterizării. Acestea sînt cu atît mai mari cu cît valoarea semifabricatelor este mai mare (exemplu : cele bazice, superaluminoase) contribuind adeseori la reducerea efortului valutar.

Materielele recuperate şi reutilizabile din zidăriile demolate se împart în trei categorii :

— Deşeuri demolate (categoria I) din zonele neuzate ale cuptoarelor care, curăţite şi sortate, pot fi rezidite în aceleaşi locuri sau în zone mai puţin solicitate ale agregatului termic. Aceste deşeuri reprezintă cca 1 % din consumul total de refractare şi corespund STAS-urilor în vigoare pentru respectivele sortimente de cărămizi.

În aceeaşi categorie se pot încadra produsele comandate dar economisite datorită reutilizării produselor descrise mai sus.

Colectarea şi reutilizarea deşeurilor intră în atribuţia zidarului şamotor şi a personalului ajutător din execuţia zidăriilor refractare.

— Spărturi de cărămizi noi (categoria a II-a) care se datoresc transportului şi manipulării repetate sau depozitării necorespunzătoare şi spărturi de cărămidă demolată care pot fi curăţite de impurităţile infiltrate şi de aderenţele de mortar, în principal, în zona netransformată a zidăriei respective (fig. 1 şi 2).

Această categorie de materiale recuperabile sînt definite prin norme de STAS-uri care precizează condiţiile de recepţie a acestor materiale.

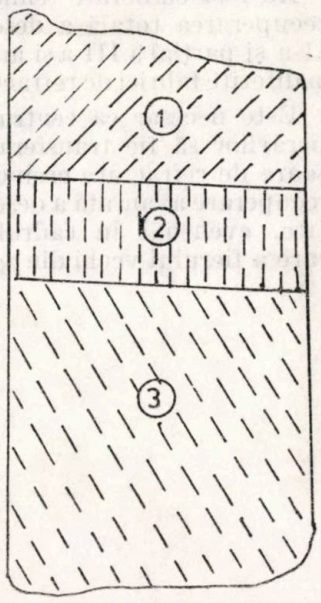


Fig. 1. Cărămidă de şamotă după utilizare în cuptor adînc

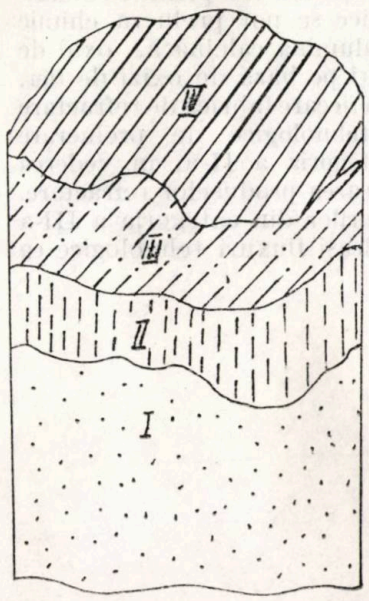


Fig. 2. Cărămidă magnezitică după utilizare în cuptor de elaborare

Pe plan mondial, cantitativ reprezintă 8–10% și sînt luate în considerare în balanțele de materii prime și semifabricate.

Atît pe plan mondial cît și în R.S. România sînt create posibilități tehnologice de reintroducere pe fluxul tehnologic a acestor deșeuri alături de recuperările din deșeuri și rebuturi proprii din fabricație.

— Zonele transformate și de tranziție (fig. 1 și 2) reprezintă a treia categorie de materiale recuperabile.

Această categorie de deșeuri reprezintă 5—10 % din consumul total de refractare și nu se încadrează în STAS-urile de deșeuri recuperate; sînt deșeuri necurățate (necondiționate) care necesită o prelucrare avansată pentru a fi utilizabile la fabricarea unor sortimente de materiale refractare de calitate inferioară (betoane termoizolatoare, mortare de calitate inferioară, cărămizi de uz general, mase de torcretare, stampare).

Fluxul de prelucrare a deșeurilor recuperabile, din categoria a II-a și a III-a, pe lîngă concasare, granulare și sitare, trebuie să cuprindă în mod obligatoriu o fază de deferizare electromagnetică în cîmp termic.

Fracția nemagnetică se poate utiliza la fabricarea produselor de calitate inferioară enumerate mai sus.

Fracția magnetică este supusă unor separări magnetice, repetate pînă la obținerea unui concentrat de fier reutilizabil (drept fier vechi și adaos de bandă de aglomerare).

Fracția nemagnetică, pe plan mondial, nu este valorificată. Sînt semnalate lucrări de cercetare și experimentare de prelucrare chimică obținîndu-se produse vandabile de mare valoare (deșeuri silico-aluminoase cu Al_2O_3; peste 30% din acestea sînt reutilizate pentru fabricarea aluminei calcinate pe un flux tehnologic de fabricație a aluminei din materii prime nebauxitice). Produsele bazice se pot prelucra chimic obținînd bicromat, alumină calcinată, oxid de magneziu și pigmenți pe bază de oxizi de fier.

În R.S. România la fiecare fabrică de refractare există posibilități tehnologice de prelucrare a deșeurilor din categoria a II-a, în vederea utilizării lor la fabricarea produselor refractare.

Recuperarea deșeurilor din categoria a III-a se realizează pe aceleași fluxuri tehnologice ca și cele din categoria a II-a dar cu sortare și curățire prealabilă manuală în cadrul fabricilor de refractare care, adeseori, creează greutăți în aceste unități de haldare a murdăriei transportate de la unități utilizatoare la fabricile de refractare.

Fabricile de refractare au posibilități reduse de separare electromagnetică, în timp ce la marile combinate există fluxuri tehnologice de recuperare și reutilizare a zgurelor metalurgice care, cu mici modificări, ar putea să preia această sarcină de valorificare parțială a deșeurilor demolate de categoria a III-a.

Prin tehnologiile elaborate de ICEM și utilizate la fabricile refractare din R.S. România s-au creat posibilități de prelucrare și de reutilizare pînă la 10—15 % deșeuri din demolările zidăriei refractare ale diferitelor agregate termice.

La unele fabrici de refractare sînt utilizate deșeuri bazice în proporție de 70—90% din demolarea zidăriilor refractare drept materii prime pentru fabricarea maselor de torcretare și ștampare, utilizate la întreținerea la cald a cuptoarelor electrice, Martin, melanjoarelor și convertizoarelor LD.

Deșeurile granulate și măcinate, în combinație cu mortarele refractare, au fost experimentate cu succes, la oalele de turnare și VAD-VOD pentru obținerea produselor magnezitice și magnezio-dolomitice.

Concluzii

În prezent, se recuperează integral deșeurile proprii precum și cele rezultate din demolarea cuptoarelor de ardere a produselor refractare și ceramice.

Au fost elaborate tehnologii și norme pentru recuperarea totală a deșeurilor din categoria a II-a și parțial a III-a și au fost proiectate fluxuri la diferite fabrici de refractare din R.S. România.

Este necesar ca centrul de greutate al recuperărilor să fie transferat la uzinele consumatoare de refractare creînd fluxuri tehnologice de recuperare avansată a deșeurilor refractare demolate, eventual în cadrul secțiilor de recuperare a fierului vechi din zgură.

Ing. Cristina Moldoveanu
ICEM

Posibilităţi de influenţare favorabilă a stării incluzionare la oţelurile de rulmenţi

CZ: 669.14.018.293.

Oţelurile pentru rulmenţi constituie o categorie aparte în ansamblul oţelurilor speciale, particularitate care rezultă din diversitatea mare a tipurilor constructive a condiţiilor de exploatare.

Marca 100 Cr 6 reprezintă o clasă de oţel importantă şi particulară, prin universalitatea sa, realizîndu-se anual, pe plan mondial, peste două milioane de tone şi pentru proprietăţile sale de utilizare : duritate indicată ($> 60 HRC$) şi anduranţă mare la oboseala de contact.

Cerinţele severe legate de calitatea oţelurilor de rulmenţi decurg chiar din geometria şi modul de funcţionare a rulmenţilor, acestea impunînd soluţii metalurgice într-o permanentă perfecţionare.

Compoziţia de bază a oţelului 100 Cr 6(1 % C şi 1,5 % Cr), universal adoptată, a rămas aceeaşi de zeci de ani. Acest tip de oţel constituie deci un excelent etalon de măsură pentru a evalua progresele realizate în domeniul elaborării oţelurilor.

Premise teoretice

Asupra anduranţei rulmenţilor, concept statistic de apreciere a calităţii acestora, acţionează numeroase variabile de material cu influenţe specifice :

— conţinuturi de gaze (O, H, N);
— elemente reziduale (S, P, Ti);
— incluziuni nemetalice.

Standardele actuale nu impun valori limită pentru conţinuturile de gaze, dar acestea acţionează într-o direcţie defavorabilă asupra calităţii oţelurilor de rulmenţi.

Oxigenul este, practic, legat integral sub forma incluziunilor nemetalice oxidice cu acţiune nocivă bine precizată asupra anduranţei.

Azotul are efect negativ, în special atunci cînd acesta se găseşte dizolvat în soluţia solidă. Acesta fiind în exces ($\sim$ 100 ppm) formează nitruri, incluziuni cu acţiune nocivă specifică asupra proprietăţilor de rezistenţă la oboseală ale oţelurilor de rulmenţi.

S-a stabilit o dependenţă a anduranţei rulmenţilor de sumă [0] + [N], aşa cum reiese din figura 1.

Titanul, element rezidual prezent în oţelurile de rulmenţi, acţionează cu efect negativ asupra proprietăţilor de oboseală.

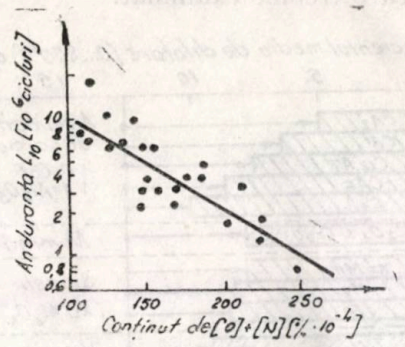


Fig. 1. Dependenţa anduranţei rulmenţilor de suma [0] + [N] [2]

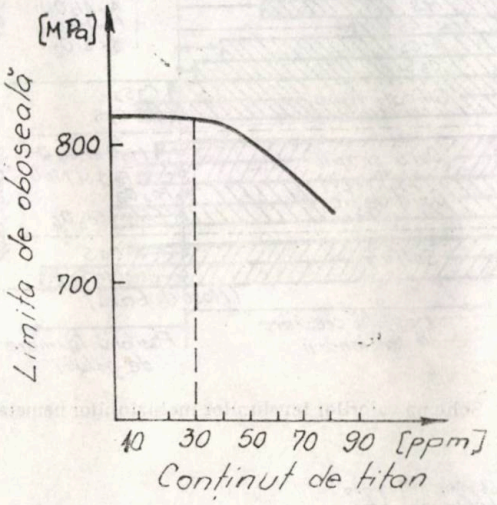


Fig. 2. Dependenţa limitei de oboseală a oţelului de rulmenţi de conţinutul de Ti [3], [4]

Aşa cum reiese din figura 2 [3], [4] se observă un anumit efect de prag în dreptul valorii de 30 ppm, după care se constată o înrăutăţire rapidă a limitei de oboseală a oţelului.

Incluziunile nemetalice, mai ales cele de tip B şi D (conform ASTM), acţionează ca factori de concentrare a tensiunilor în matricea metalică. Cînd una din aceste incluziuni se află în zona tensiunilor Hertz maximale, metalul din jurul acesteia se ecruisează mai puternic decît restul matricei.

Intervenţia acestui fenomen explică dispersia mare a duratelor de viaţă a rulmenţilor, întrucît prezenţa unei incluziuni nefavorabile ca formă în cîmpul tensiunilor lui Hertz este în întregime dirijată de întîmplare. Pe de altă parte, aceasta

explică importanţa care se acordă de către producătorii de oţel purităţii incluzionare.

Din investigaţiile ample, desfăşurate pe parcursul a peste două decenii, s-a arătat că incluziunile oxidice au o influenţă negativă asuasupra anduranţei care este direct proporţională cu creşterea dimensiunii lor (fig. 3,4) [6].

Ţinînd seamă de consideraţiile lui Nordberg, mărimea incluziunilor nemetalice este primul factor care trebuie examinat.

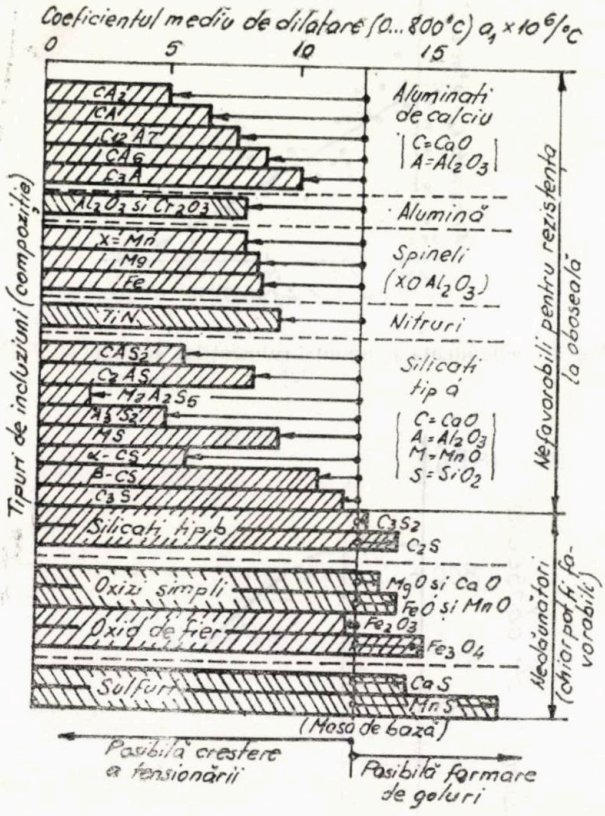


Fig. 3. Schema valorilor tensiunilor incluziunilor nemetalice [5]

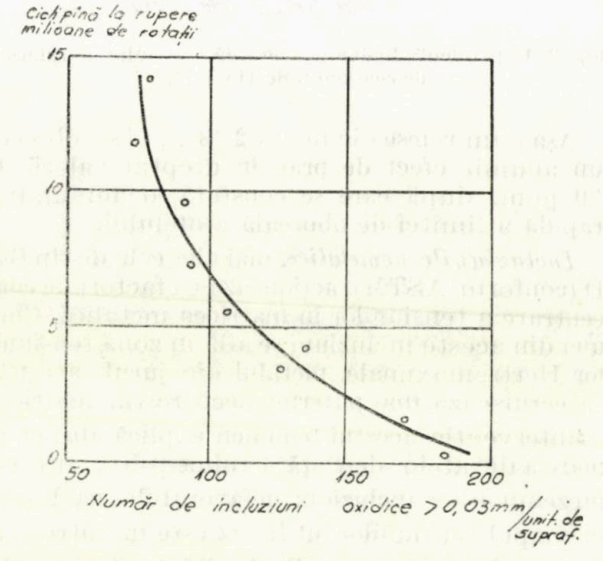


Fig. 4. Relaţia dintre incluziunile oxidice şi anduranţă [6]

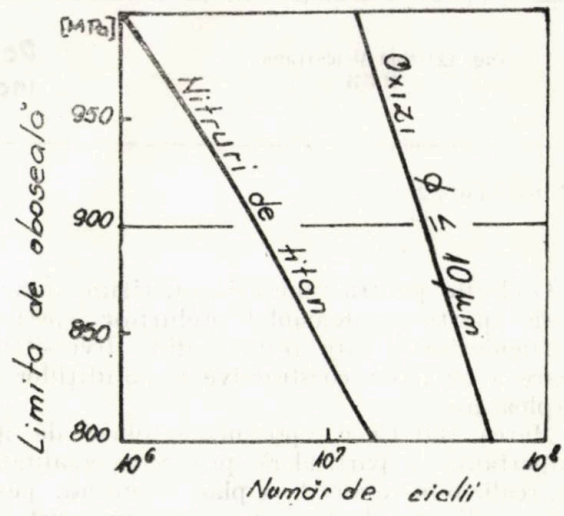


Fig. 5. Relaţia dintre nocivitatea oxizilor şi a nitrurilor

Influenţa evidentă a altor tipuri de incluziuni a apărut o dată cu micşorarea dimensiunilor maxime ale oxizilor.

La mărime egală, niturile de titan sînt mult mai nocive decît oxizii, aşa cum reiese şi din figura 5 [3], [4]. Nocivitatea poate fi atribuită fenomenului de concentraţie a tensiunilor legate de forma unghiulară a acestor incluziuni.

Sulfurile complexe de Mn şi Ca sînt, în general, mici şi au o nocivitate apropiată de cea aoxizilor.

În numeroase lucrări, se semnalează tot mai des că aprecierea purităţii, prin testele practicate în prezent, este nesatisfăcătoare şi, ca urmare, sînt necesare investigaţii suplimentare pentru a caracteriza complet nocivitatea specifică a defectelor din matricea metalică (natură, distribuţie, compoziţie chimică, dimensiune etc.).

De asemenea, există propuneri de completare a normelor de recepţie a oţelurilor de rulmenţi cu limitarea conţinutului de macroincluziuni şi a conţinuturilor de oxigen şi titan.

Discutarea rezultatelor obţinute

Aceste tendinţe noi reflectă şi preocupările legate de introducerea tehnologiilor neconvenţionale de elaborare utilizînd metalurgia vidului şi procedee de rafinare secundară a oţelului.

Scăderea conţinutului de gaze a suscitat şi menţine, în continuare, atenţia producătorilor de oţel. Aplicarea tehnologiilor de elaborare, care utilizează vidul, permite scăderea conţinuturilor de :

— hidrogen : sub 0,0002 % ;
— oxigen : sub 0,0025 % ;
— azot : sub 0,005 %.

Această evoluţie este ilustrată şi de figurile 6[6] şi 7[3].

Procedeele de elaborare diferite duc la diferenţieri importante în cantitatea (fig. 8)[6] şi,

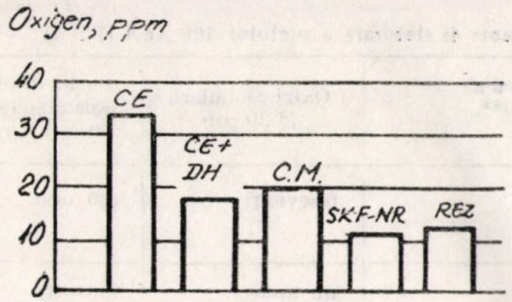


Fig. 6. Conținutul de oxigen în oțelul de rulmenți elaborat prin diverse procedee [6]

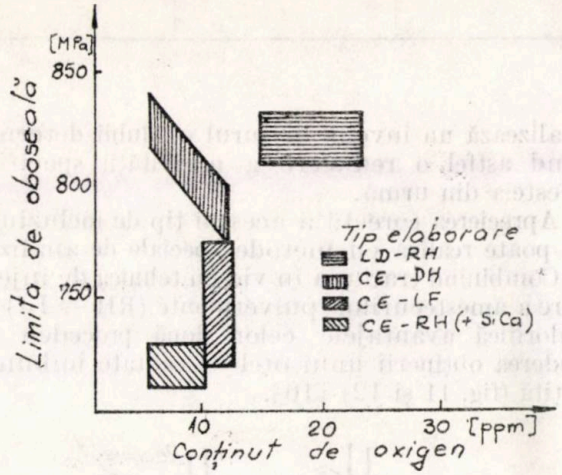


Fig. 7. Influența conținutului de oxigen asupra limitei de oboseală [3]

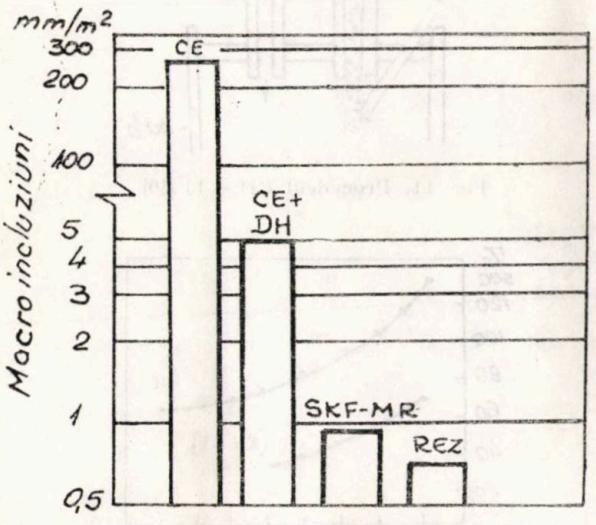


Fig. 8. Evoluția purității oțelului elaborat prin diverse procedee [6]

mai ales, în natura chimică a incluziunilor prezente în oțel care influențează semnificativ proprietățile de oboseală ale oțelurilor pentru rulmenți (fig. 9) [7].

Natura incluziunilor nemetalice este reflectarea directă a tehnologiilor de elaborare aplicate (tab. 1) [7].

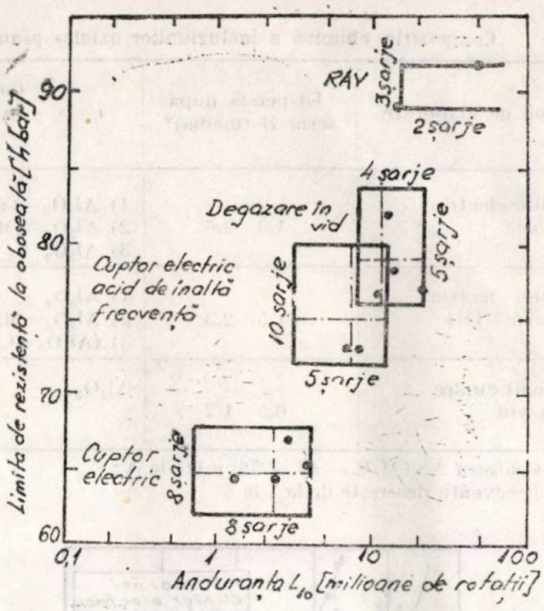


Fig. 9. Influența procedeului de elaborare asupra rezistenței la oboseală [7]

Din figura 10[3] apare evidentă relația dintre oboseală și mărimea medie a oxizilor la originea ruperilor. Partea inferioară a graficului corespunde incluziunilor mari de aluminați de calciu care se obțineau prin tehnologia convențională de elaborare în cuptorul electric cu arc bazic.

Totuși, problema obținerii unor oțeluri de foarte înaltă puritate, în care mărimea incluziunilor nu trebuie să depășească 10 μm, a impus găsirea unor noi procedee de elaborare care să permită asigurarea performanțelor calitative dorite, la prețuri de cost accesibile.

Procedeul de injectare a pulberilor s-a dezvoltat ca un proces simplu și economic pentru a obține niveluri coborîte de sulf, oxigen și incluziuni nemetalice.

Reactivitatea ridicată a pulberilor injectate și natura tranzitorie a reacțiilor rezultă din reacțiile rapide și din eficacitatea dezoxidării și desulfurării.

Posibilitatea alegerii combinației reactanților, pentru a corespunde cerințelor specifice, acordă o mare flexibilitate acestui proces.

S-au efectuat încercări de rafinare a oțelului de rulmenți cu flux pe bază de $CaF_2 - CaO$ și cu adaosuri de pulbere dezoxidantă la fluxul de bază (CaC_2/SiCa/Al) sau bora: $Na_2B_4O_7$ [8], [9].

Se constată o scădere a dimensiunilor maxime ale incluziunilor de tip D de la 30 μm la $< 20\mu m$. Eliminarea incluziunilor oxidice este atribuită absorbției și eliminării lor în zgura lichidă formată.

Tabelul 1

Compoziția chimică a incluziunilor oxidice pentru diferite variante de elaborare a oțelului 100 Cr 6 (Rul 1)

Mod de elaborare	Dispersia după seria B (media)*	Compoziția chimică a oxizilor tip B și D**, %	Oxizi globulari, Ø 20 μm	Limita de oboseală caracteristică, N/mm²
Cuptor electric bazic	1,5–2,6	1) Al_2O_3–CaO(+SiO_2) 2) Al_2O_3–(MgO+MnO) 3) Al_2O_3	frecvenți	620–680
Cuptor electric bazic+DH	1,5–2,3	1) Al_2O_3 2) Al_2O_3–MgO 3) (Al_2O_3–CaO)	nu apar	750–840
Retopit cu arc în vid	0,5–1,2	Al_2O_3	nu apar	860–900

*) Conform ASTM E – 45 – 76, metoda A ;
**) Frecvența descrește de la 1 la 3

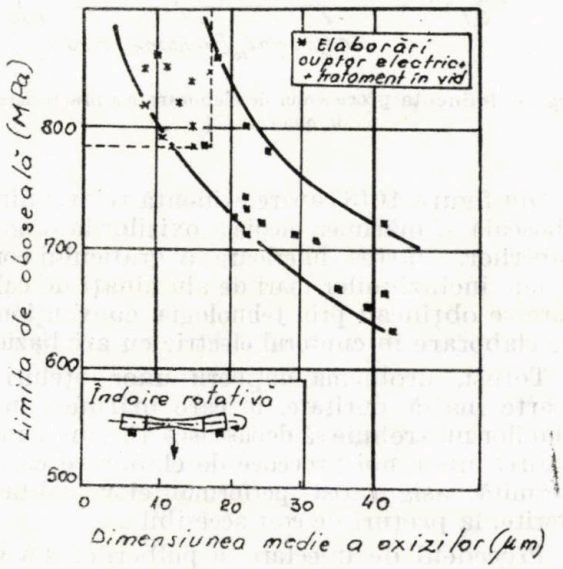


Fig. 10. Relația dintre oboseală și mărimea medie a oxizilor la originea ruperilor [3]

Incluziunile sulfidice sînt îndepărtate datorită desulfurării prin reacția dintre flux și topitură procesul fiind ajutat de prezența dezoxidantului, determinînd scăderi locale ale activității oxigenului.

Prin încercările de injectare a SiCa, s-a constatat transformarea incluziunilor de alumină în aluminați de tip $mCaO.nAl_2O_3$ care au un punct de topire mai scăzut și sînt mai ușor flotați din oțelul lichid.

De asemenea, se semnalează o ușoară creștere cantitativă a nitrurilor de titan, dar mărimea lor medie a scăzut prezentînd o distribuție dispersă în masa lingoului.

În privința sulfurilor, prin diminuarea semnificativă a conținutului de sulf, s-a constatat o reducere a numărului acestora.

În general, sulfurile au fost modificate în forme globulare de CaS dispersate, de dimensiuni mici și frecvent înglobînd un oxid ; sulfura realizează un înveliș în jurul oxidului determinînd astfel o reducere a nocivității specifice acesteia din urmă.

Aprecierea corectă a acestui tip de incluziuni se poate realiza cu metode speciale de analiză.

Combinînd tratarea în vid cu tehnica de injectare a amestecurilor pulverulente (RH — IJ) se valorifică avantajele celor două procedee în vederea obținerii unui oțel de calitate îmbunătățită (fig. 11 și 12) [10].

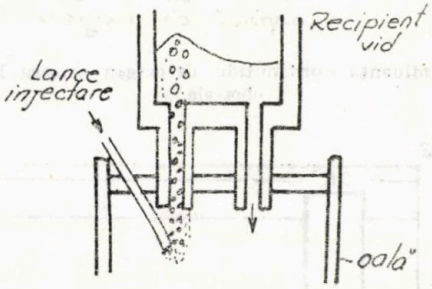


Fig. 11. Procedeul RH — IJ [10]

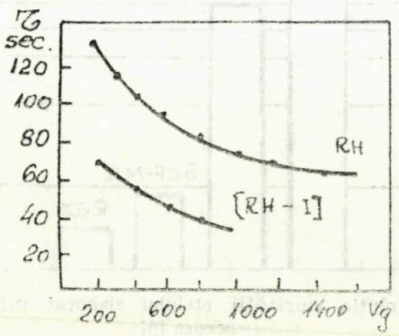


Fig. 12. Ameliorarea nivelului de amestecare în cadrul procedeului RH — IJ [10]

Realizarea în producția de masă a oțelului de rulmenți cu rezistență la oboseală comparabilă cu cea a produselor obținute prin procedeele REZ sau RAV, constituie o preocupare permanentă a cercetărilor.

O posibilitate o constituie aplicarea fluxului LF (ladle furnace) — RH — TC.

Prin aplicarea acestui flux tehnologic, s-a constatat o descreştere a numărului şi a dimensiunilor incluziunilor oxidice şi o distribuţie

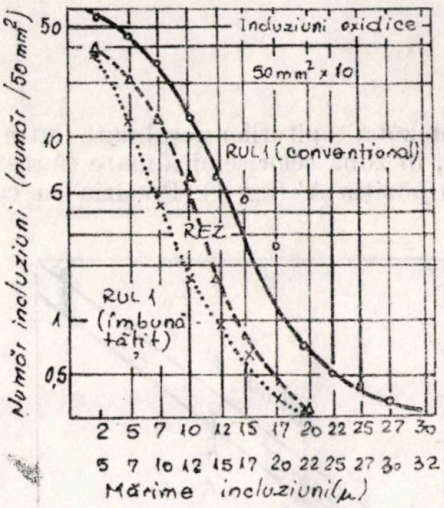


Fig. 13. Mărimea incluziunilor obţinute de pe fluxul LF — RH — TC [11]

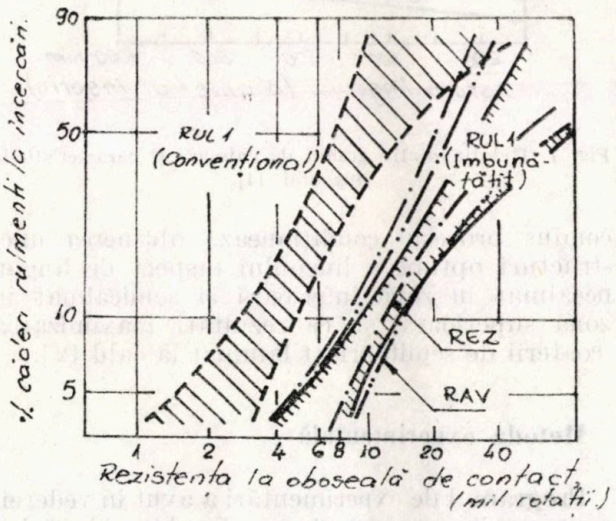


Fig. 14. Rezistenţa la oboseală a oţelurilor de rulmenţi obţinute pe fluxul LF — RH — TC [11]

omogenă a acestora (conţinuturile de oxigen au scăzut sub 7 ppm, iar cel de titan sub 15 ppm) (fig. 13) [11].

De asemenea, s-au diminuat conţinuturile de S (<20 ppm) şi P (<100 ppm) care au avut drept rezultat o descreştere a macrosegregaţiei şi a cantităţii de incluziuni sulfidice.

Rezistenţa la oboseală de contact (fig. 14)[11] indică şi ea rezultate comparabile produselor REZ.

Concluzii

Din cele prezentate şi ţinînd seamă de faptul că specificaţiile de material nu dau indicaţii referitoare la procedeul de elaborare, perfecţionarea tehnologiilor existente şi introducerea procedeelor de rafinare secundară oferă noi posibilităţi de influenţare favorabilă a calităţii oţelului de rulmenţi.

BIBLIOGRAFIE

[1] * * * *Povişenie kacestva i ulucişenie sortamenta podşipnicovih stalei v stranah* SEV. Referat CAER, Moscova, 1979.

[2] Vacu, Silvia, Ursu, V., Rizescu, C. ş.a.: Elaborarea oţelurilor aliate. Vol. II, Ed. tehnică, Bucureşti, 1983.

[3] Monnot, J., Cogne, Y., şi Heritier, B.: *Puritatea incluzionară şi limita de oboseală a oţelurilor de rulmenţi.* În: C.I.T., Franţa, nr. 10, 1988.

[4] Lund, T. şi Akersson, J.: *Cleanliness Requirements on Rolling Bearing Steels.* In: Technical Report SKF — Steel AB, Suedia, nr. 1, 1986.

[5] Nicholson, A. şi Gladman, T.: *Non—metallic inclusions and developments in secondary steelmaking.* În: Ironmaking and Steelmaking, Anglia, nr. 2, vol. 13, 1986, p. 53—69.

[6] Akersson, J.: *Procedeul SKF — MR pentru elaborarea oţelurilor de rulmenţi de înaltă rezistenţă.* Simpozion ASEA — SKF, Suedia, 1982.

[7] Tricot, R.: *Propriétés d'emploi des aciers pour roulements.* Simpozion tehnic româno-francez, Bucureşti, 1975.

[8] Moghe, V., Gupt, M. şi Krishna, Rao, P.: *Rafining of En 31 steel by injection of CaF_2 — CaO flux — deoxidizer powder mixture.* În: 3-rd International Conference on Refining of Iron and Steel by Powder Injection, Luleå, 15 — 17 iunie, 1983, p. 16.

[9] Wang, Zhougxing: *The influences of the injection treatment on inclusion control and properties in ball bearing steel.* In: Proc. of Shenyang Symposium on Injection Metallurgy end Secondary Refining of Steel, Shenyang, sept., 1984.

[10] Dong, Y., Yuloug, G., Sui, Z. ş.a.: *Development and industrial application of injection metallurgy in China.* În: 3-rd Internal Conference on Refining of Iron and Steel by Powder Injection, Luleå, 15 — 17 iunie, 1983, p. 17.

[11] x x x *Oţelul de rulmenţi cu anduranţă îmbunătăţită.* În: Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 2, 1987, p. 164.

Metode de raționalizare a dezoxidării cu aluminiu a oțelurilor necalmate. Utilizarea feroaluminiului la aplicarea capacului chimic

Ing. Z. Chiser
ICEM

CZ: 669.046.55

Creșterea producției de oțeluri de înaltă calitate, cu prescripții severe de puritate, granulație și tenacitate, a dus la o creștere importantă a consumului de aluminiu pentru elaborarea oțelului.

În acest cadru, s-a remarcat un consum exagerat de mare la elaborarea oțelului necalmat de uz general, și anume, 0,4 kg/t. De aici, necesitatea identificării unor soluții alternative pentru dezoxidarea acestei clase de oțeluri, soluții care să prevadă dezoxidanți cu conținut de energie inferior nivelului de cca 22,5 kWh (8,0 kg c.c.) pe kg*) care caracterizează aluminiul. Ținînd seamă de faptul că cea mai mare parte (peste 60%) a aluminiului consumat pentru oțelul necalmat se utilizează pentru capacul chimic al lingourilor, s-a considerat oportun să se înceapă cercetările cu această etapă tehnologică.

Premise teoretice

Aplicarea capacului chimic la lingourile de oțel necalmat în curs de solidificare urmărește înlocuirea precipitării oxigenului din topitură sub formă gazoasă :

$$[\overset{\circ}{O}] + [C] \rightarrow \{CO\} \qquad (A)$$

prin precipitarea sub formă de fază solidă sau lichidă, cu un dezoxidant :

$$y\,[\overset{\circ}{O}] + x\,[Me] \rightarrow (Me_xO_y) \qquad (B)$$

Realizarea obiectivului urmărit prin aplicarea capacului chimic și obținerea unei structuri interne cu sufluri mici, închise și uniform distribuite pe contur și ax, impun o desfășurare relativ lentă a înlocuirii reacției (A) prin reacția (B) , care să evite anularea bruscă a convecției în lingotieră, urmată de operația concavității crustei pe suprafața de sus a lingoului și de formarea unor cavități voluminoase în treimea superioară a zonei axiale.

Procesul poate fi redat prin deplasarea punctului A, care reprezintă gradul de calmare (η_c), din zona topiturilor necalmate (între curbele 3 și 2), în zona celor semicalmate (între curbele 2 și 1) poziția A' (fig. 1). Precizia cu care este

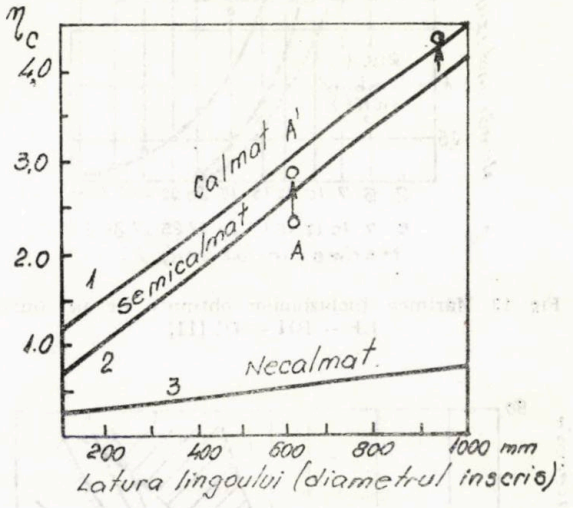


Fig. 1. Relația dintre gradul de calmare și caracteristicile lingoului [1].

condus procesul condiționează obținerea unei structuri optime a lingoului (aspect de lingou necalmat în zona inferioară și semicalmat în zona superioară) și, ca rezultat, maximizarea coaterii de semifabricat laminat la cald [2].

Metoda experimentală

Programul de experimentări a avut în vederei, pentru prima etapă testarea : (*a*) dezoxidantului pentru capacul chimic, (*b*) a cantității adăugate pe capul lingoului și (c) a timpului de fierbere liberă, de la umplerea lingotierei pînă la aplicarea capacului. Au fost alese, pentru începerea experimentelor, două tipuri de lingouri la care se constatase un consum ridicat de aluminiu pentru capacul chimic cu înălțimea de cca 2,3 m și dimensiunile oglinzii de metal (la sfîrșitul turnării) de 0,935 × 1,17 m, respectiv 0,92 × × 1,415 m. Ca marcă de oțel a fost ales OL 32 deci un oțel extramoale, de uz general, pentru bandă laminată la cald, elaborată în convertizor LD.

*) S-au însumat consumurile aproximative sub formă de material carbonic pentru anozi (1 kg c.c.), energie pentru fabricarea aluminei (1,76 kg c.c.) și electroliza aluminiului (14,72 kWh în C.A.)

Ca dezoxidant, s-au utilizat două calități de feroaluminiu, cu următoarele compoziții medii :

FeAl 33 : Al 31,5 % ; Si 0,8 % ; Mn 0,2 % ; C 0,12 % ; P 0,009 % ; S 0,006 % ;

FeAl 22 : Al 20,5 % ; Si 0,7 % ; Mn 0,2 % ; C 0,10 % ; P 0,012 % ; S 0,006 %.

Ambele calități au fost elaborate în cuptoare cu inducție în aer (fără miez), pornind de la deșeuri de oțel moale și profile de aluminiu ; asimilarea aluminiului în produsul finit (randamentul global) a fost relativ scăzută (cca 54,2 %). După concasare la maximum 50 mm, materialele au fost ambalate în saci de iută și depozitate în aer liber, timp de două luni, pînă la începerea experimentărilor, cînd s-a observat o anumită alterare a granulației la sortul FeAl 33.

Discuția rezultatelor

Criteriile de apreciere a rezultatelor au fost aspectul lingoului și scoaterea de laminat bun (sleb, la primele două experimente și bandă la cald, în cazul ultimelor două). Parametrii experimentărilor și rezultatele obținute la unele șarje sînt redate în tabelul 1.

Testarea celor două calități de feroaliminiu a arătat că, pentru scopul urmărit, feroaluminiul cu conținut ridicat de Al nu este potrivit, datorită degradării în timp sub influența umidității atmosferice. Rezultate satisfăcătoare au fost obținute cu aliajul FeAl 22, care asigură o calmare relativ lentă a topiturii (în cca două minute), cu condiția adăugării lui în cantitatea și la momentul optim.

Cantități mai mici de dezoxidant nu asigură creșterea satisfăcătoare a gradului de calmare, iar cantități mai mari duc la calmarea bruscă, favorizînd formarea retasurii nesudabile.

Valorile obținute pentru scoaterea de sleb au fost comparabile cu valorile de referință pentru ambele tipuri de lingou (90,55 % pentru 23 B și 90,33 % pentru 19 B) ; scoaterea integrată (pînă la bandă), cu nivelul de referință de 86,93 %, a fost influențată negativ (la șarja IV) de o serie de deficiențe în cursul laminării slebur ilor.

În comparație cu varianta curentă , care prevede folosirea aluminiului secundar, în cazul folosirii feroaluminiului gradul de utilizare a Al este aproape dublu. Este de presupus că o eventuală creștere a conținutului de siliciu, inevitabilă în cazul producerii feroaluminiului în agregate industriale prin procedeul electrotermic din materiale secundare, va potența acțiunea de calmare a dezoxidantului, permițînd reducerea consumului de aluminiu încorporat în feroaliaj.

Concluzii

Experimentele efectuate la lingouri de mari dimensiuni au arătat posibilitatea substituirii aluminiului metalic prin feroaluminiu cu 22 %

Tabelul 1

Parametrii experimentărilor și rezultatele obținute

Date experimentale							Aspectul capului lingoului stripat	Formatul slebului	Scoaterea, %	Observații
Șarja / Formatul	[C]	[Mn]	Lingoul	Dezoxidantul	g Al/t	τ 1 min				
1 / 23 B	0,09	0,38	1	Al 90	220	19,0	concav-plat	210 × 1330	90,24	La începerea turnării: T = 1 850 K; Lingotiere foarte calde (peste 520 K) Fierbere bună
			2	FeAl 22	118	21,0	perfect	,,	91,22	
			3	FeAl 22	118	23,0	perfect	,,	90,24	
			4	FeAl 22	118	24,0	perfect	,,	96,58	
			5	FeAl 22	118	24,0	perfect	,,	94,63	
			6	FeAl 22	118	24,5	expansiune la un colț	,,	92,69	
			7	FeAl 22	118	23,0	convex, cu expansiune la un colț	,,	87,31	
			8	Al 90	220	22,5	concav — plat	,,	84,88	
II / 19B	0,10	0,45	1	Al 90	243	19	concav — plat	210 × 1150	96,76	Barbotare cu argon timp de 4 min; La începerea turnării: T = 1 858 K; Lingotiere reci (sub 350 K); Fierbere slabă
			2	Al 90	243	19,5	concav — plat	,,	93,51	
			3	Al 90	243	18,5	,, ,,	,,	86,49	
			4	FeAl 33	138	19,5	expansiune la trei colțuri	,,	94,60	
			5	Al 90	243	17,5	perfect	,,		
			6	Al 90	243	17,0	perfect	,,	93,51	
			7	Al 90	243	16,0	mici expansiuni (satisfă-cător)	,,	87,57	
			8	Al 90	243	21,0	perfect	,,	96,76	
			9	FeAl 33	277	28,0	expansiune la un colț	,,	93,51	
			10	Al 90	300	19,0	concav — plat	,,	89,73	
									70,67	

Al la capacul chimic al lingourilor de oțel necalmat. S-au putut preciza nivelurile optime ale duratei de fierbere liberă și ale cantității de dezoxidant după cum urmează :

— între 17,5 și 24 minute (în corelare cu temperatura lingotierelor) se formează o crustă solidificată de 100—110 mm, ceea ce corespunde unei reduceri de 21 —24 % a diametrului înscris al oglinzii de metal;

— utilizarea unei cantități cuprinse între 97 și 118 g Al/t echivalează cu o creștere de 0,19—0,23 g a gradului de calmare a oțelului.

Rezultatele obținute pot întemeia trecerea la un program mai dezvoltat de experimentări care să acopere toate formatele de lingotieră utilizate în R.S.R. pentru oțelul necalmat, utilizîndu-se ferosilumin cu cca 22 % Al și 38% Si, produs din materiale secundare brichetate (cenuși de termocentrală și șlamuri roșii) în cadrul unei campanii experimentale la un cuptor de 16,5 MVA. În condițiile încadrării producției industriale de ferosilumin în limitele unor consumuri specifice de 7,6 MWh și 1,1 t cocs pe tona de feroaliaj [3], alternativa experimentată ar putea asigura reducerea cu cca 10% a consumului integrat de energie încorporată în dezoxidant pentru capacul chimic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tripșa, I. și Pumnea, C.: *Dezoxidarea oțelurilor*. Ed. tehnică, București, 1981.

[2] x x *The making, shaping and treating of steel*. U. S. Steel, AISE Pittsburgh, 1985.

[3] Eliutin, V., P. ș.a.: *Proizvodstvo ferrosplavov*. Metallurghizdat, Moscova, 1951.

REVISTA REVISTELOR

Revue de Métallurgie—C.I.T., Franța, nr. 11, 1987

Zilele siderurgice ale asociației ATS (rezumatele comunicărilor), p. 81, 105— Sondaje efectuate în inertul furnalului printr-o gură de vînt, p. 747 — Reacțiile dintre oțel și zgură și controlul compoziției incluziunilor reziduale în cadrul metalurgiei secundare, p. 759—Uzina siderurgică de produse plate în secolul XXI, p. 773—Metode de mare productivitate folosite la aglomerare la uzina Kakogawa, p. 789.

Revue de Métallurgie—C.I.T., Franța, nr. 1, 1988

Insuflarea minereului în furnal și controlul siliciului, p. 21 — Studii industriale asupra pretratamentului fontei în Franța, p. 33—Elaborarea oțelurilor cu conținut foarte scăzut de carbon în convertizor LWS, p. 43— Cuptorul electric de curent continuu la oțelăria de la Métalescant: descriere și evoluție la 18 luni după punerea în funcțiune, p. 51 — Tratamentul în vid al otelurilor pentru tablă groasă, p. 59 — Oscilația hidraulică a cristalizorului de la turnarea continuă : modularea și controlul ciclurilor, p. 71 — Materialele ceramice tehnice moderne. Proprietăți. Stabilitate (Prima parte), p. 81 — Influența parametrilor metalurgici asupra comportării la fisurarea provocată de hidrogen și la fisurarea sub tensiune externă a oțelurilor pentru țevi, p. 92.

Revue de Métallurgie—C.I.T., Franța, nr. 2, 1988

Studiul formării crustelor aderente în oalele de turnare a oțelului, de la Societatea Solmer, p. 129 — Cajele cu cilindri multipli, p. 141 — Mecanisme de oxidare a materialelor refractare de tipul alumină-grafit-SiC, p. 153 — Materialele ceramice tehnice moderne. Proprietăți. Stabilitate. A doua parte, p. 165 — Tratamentul prin fosfatare cu zinc a pieselor din oțel destinate deformării la rece, p. 175 — Fiabilitatea controlului nedistructiv. Utilizarea statisticilor la controlul cu ultrasunete, p. 183.

Fonderie-Fondeur d'aubjourd'hui, Franța, nr. 1, 1988

Seminar asupra refractarelor în turnătorie, p. 11 — Lucrări privind aliajele de aluminiu, p. 15 — Proprietățile și elaborarea oțelurilor inoxidabile în cuptorul cu inducție, p. 21.

Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui, Franța, nr. 2, 1988

Utilizarea alamei cu punct de topire pentru turnarea gravitațională în cochilă, p. 10— Optimizarea tratamentului de nodulizare a fontei : adaosuri combinate de magneziu și pămînturi rare, p. 17 — Influența diferitelor filtre ceramice asupra curgerii conținutului de zgură și asupra proprietăților la oboseală a fontelor cu grafit nodular, p. 22 — Factori care influențează formarea fisurilor în piesele din fontă cu grafit nodular, p. 35 — Îmbunătățirea alungirii aliajului A—S 903 turnat sub presiune, p. 38 —Oțeluri turnate cu rezistență mecanică ridicată și o rezistență deosebită la coroziune în apa de mare, p. 40.

Dr. ing. Mihaiela Isac
Institutul Politehnic București

Termodinamica precipitării elementelor de aliere și microaliere în oțelurile cu rezistență ridicată, slab aliate și microaliate, de tip C-Mn-Cr-Mo-B-V-Ni

CZ: 669.14.018.256

Ținînd seamă de marea diversitate a domeniilor în care se folosesc și în care încep să pătrundă oțelurile microliate, se pot aminti doar cîteva : structuri de bază ale construcțiilor civice cu multe etaje, suprastructurile podurilor, poduri rulante pentru căi ferate, rezervoare și conducte de automacarale, caroserii de autocamioane și remorci etc. Acestor oțeluri le sînt impuse, alături de limite de curgere, $\geqslant 700$ N/mm² și caracteristici de rezilienţă bune, temperaturi de tranziție ductil-fragil cît mai coborîte ($\leqslant -60$°C), sudabilitate bună cu carbon echivalent (C_E) cît mai scăzut.

Încercînd să răspundă cît mai bine acestor deziderate, oțelul de tip Cr-Mo-B-V-Ni, cu următoarea compoziție : C 0,2 % ; Mn 1,37 % ; Si 0,27 ; S 0,01 % ; P 0,019 % ; Cr 1,21 % ; Mo 0,26 % ; B 0,002 % ; Al 0,047 % ; Ni 0,73 % ; V 0,06 % ; C 0,54 % realizează, după tratamentele termice de călire în apă și revenire înaltă cu parametrii indicați, caracteristicile mecanice de rezistență ridicată ($R_{p02} = 760 - 790$ N/mm², $R_m = 820 - 860$ N/mm), $A_5 = 18 - 19$ %, $Z = 63 - 64$ %, caracteristici de rezilienţă bune $KCV_L = 110 - 120$ J, temperatură de tranziție ductil—fragil (—60°C) și sudabilitate bună $C_E = 0{,}54$.

Tabelul 1

Tratamentele termice aplicate și caracteristicile mecanice obținute

Călire, °C	Revenire °C	Revenire t, min	R_{p02}, N/mm²	R_m, N/mm²	A_5 %	Z, %	KCV_L, J	KCV_T, J	HB
910—920	640—650	120	760—790	820—860	18—19	63—64	110—120	58—60	270—280

Aceste proprietăți trebuie privite ca un efect cumulat al principalelor mecanisme de durificare care guvernează transformările structurale ale oțelurilor microaliate :

a — durificarea prin alierea soluției solide (austenita, martensita autorevenită, ferita);

b — durificarea prin creșterea densității de defecte cuprinzînd :

— durificarea prin blocarea dislocațiilor ;

— durificarea prin creșterea suprafeței limitelor de grăunte, deci prin micșorarea granulației).

c — durificarea prin precipitarea elementelor de aliere și microaliere în austenită, martensită autorevenită sau ferită [1], [2], [3].

Elementele de aliere Cr, Mo, precum și cele de microaliere B, V, Al formează în oțelul considerat carburi, nitruri, borocarburi, carbonitruri.

Natura, morfologia și distribuția precipitatelor elementelor de aliere și microaliere au un rol foarte important în comportarea la deformarea plastică, tratamentul termic și sudarea oțelului.

Pentru caracterizarea completă a oțelului, considerat ca un sistem multicomponent, eterogen, alcătuit din fazele solide pure și/sau mixte enumerate anterior, trebuie să se apeleze la studii de termodinamică, concretizate prin determinarea echilibrului chimic și fazic la precipitarea elementelor de aliere și microaliere.

Într-un oțel au loc procese chimice care respectă trei categorii de legi :

— legi stoichiometrice care stabilesc legături între cantitățile de substanță consumate și cele rezultate din reacțiile chimice ;

— legi de echilibru care stabilesc legătura între compoziția inițială și o compoziție de echilibru, definită ca starea în care, în sistem, nu mai au loc procese chimice sesizabile la scară macroscopică ;

— legi cinetice care stabilesc viteze de evoluție a procesului chimic din starea inițială în cea de echilibru.

Dacă legile stoichiometrice sînt practic cunoscute, legile cineticii chimice sînt în plin proces de acumulare iar legile de echilibru se găsesc într-o fază intermediară.

Criteriul de echilibru chimic a fost stabilit de Gibbs (în 1875) ca fiind entalpia liberă G, a cărei valoare este negativă în orice proces chimic spontan dar care devine nulă în stare de echilibru.

Echilibrele de fază în sistemele multicomponente trebuie tratate similar cu echilibrele chimice, deoarece atît transferul componenților între faze cît și reacția chimică pot fi considerate drept modificări discontinue ale proprietăților, fiind coordonate de același criteriu de echilibru ;

minimizarea potențialului termodinamic, (entalpiei libere).

Partea cea mai dificilă în determinarea unui echilibru chimic sau fazic o reprezintă stabilirea compoziției chimice de echilibru în funcție de compoziția inițială a sistemului și de condițiile fizice în care se desfășoară procesele în sistem (T, P).

Determinarea echilibrului în sisteme complexe (cu mai multe reacții chimice), specifice oțelurilor, presupune minimizarea entalpiei libere totale a sistemului, cunoscînd valoarea entalpiilor libere standard de formare $\Delta^f G_j^0$ ale componenților sistemului.

Cercetările efectuate au la bază studiile și cercetările echilibrelor chimice multicomponente în sisteme eterogene cu faze condensate pure particularizate la sistemul etan-abur [4].

Problema este deosebit de complexă iar rezolvarea ei este posibilă numai dacă va fi tratată ca o problemă de optimizare sau de programare neliniară (cuprinsă în această lucrare într-un program de calcul în limbaj FORTRAN); apelarea la un calculator electronic creează posibilitatea abordării problemei sub toate aspectele.

Calculul echilibrului chimic are la bază un algoritm bazat pe metoda White, Johnson și Danzig [4], cunoscută sub numele de metoda RAND.

Algoritmul de calcul permite determinarea influenței temperaturii și compoziției inițiale a oțelului asupra compoziției de echilibru avînd la bază considerații matematice prezentate în detaliu în lucrarea [1], din care se prezintă mai jos doar datele generale ale problemei :

Un sistem în care au loc mai multe reacții chimice alcătuit din N componenți chimici și Φ faze este descris de funcția entalpie liberă :

$$G = \sum_{\alpha=1}^{\Phi} \sum_{i=1}^{N} n_i^{\alpha} \cdot \mu_i^{\alpha} \qquad (1)$$

Pentru sistemul în echilibru (T și P = constant) funcția G este minimă.

$$\sum_{\alpha=1}^{\Phi} \sum_{i=1}^{N} n_i^{\alpha} \cdot \mu_i^{\alpha} = \min \qquad (2)$$

Studiul echilibrului chimic constă în determinarea valorilor n_i care minimizează funcția entalpie liberă.

Se impun următoarele restricții fizico-chimice :

— numerele de moli n_i, trebuie să fie pozitive :

$$n_i^{\alpha} \geqslant 0 \; (i = 1, 2 \ldots N, \; \alpha = 1, 2 \ldots \Phi)$$

— numărul de moli de componenți din fiecare fază trebuie să satisfacă legea conservării numerelor de atomi (legea fazelor) :

$$\sum_{\alpha=1}^{\Phi} \sum_{i=1}^{N} a_{ji}^{\alpha} \cdot n_i^{\alpha} = b_j$$

$$n_i = \sum_{\alpha=1}^{\Phi} n_i^{\alpha}$$

$$\begin{pmatrix} j = 1, \; 2 \ldots M \\ \alpha = 1, \; 2 \ldots \Phi \end{pmatrix}$$

Cînd în sistem numai o parte din fazele solide există ca faze pure NC, problema echilibrului chimic devine :

$$\min G = \min \left(\sum_{i=1}^{NC} n_i \mu_i + \sum_{i=NC+1}^{N} n_i \mu_i \right) \qquad (3)$$

În această situație restricțiile devin :

$$n_i \geqslant 0 \quad (i = 1, 2 \ldots N\,C, \; N)$$

$$\sum_{i=1}^{N} a_{ji} \cdot n_i = b_j \; (j = 1, \; 2 \ldots M)$$

Considerînd comportarea ideală a sistemului n faza solidă, ecuația entalpiei libere este :
î

$$G = \sum_{i=1}^{NC} n_i \mu_i^0 \, (P, \; T) + \sum_{i=NC+1}^{N} n_i \left(\mu_i^0 \, (P, \; T) + \right.$$

$$\left. + RT \ln \frac{n_i}{n_s} \right) \qquad (4)$$

unde :

$$n_s = \sum_{i=NC+1}^{N} \eta_i$$

Ultima ecuație mai poate fi scrisă și sub forma :

$$g = \frac{G}{RT} = \sum_{i=1}^{NC} n_i \cdot g_i^0 + \sum_{i=NC+1}^{N} n_i \left(g_i^0 + \ln \frac{n_i}{n_s} \right) \qquad (5)$$

unde :

$$g_i^0 = \frac{\mu_i^0 (T, \; P)}{RT}; \quad i = 1, \; 2 \ldots NC, \; N$$

În ecuațiile de mai sus sînt utilizate următoarele notații :

a_{ji} — număr de atomi de element j în component i (cu indice superior a_{ji}^{α} — pentru faza α), (matricea atomică);

b_j — abundența elementelor j în sistem;

M — număr de elemente chimice în sistem;

G — entalpia liberă totală a sistemului;

Tabelul 2

Mărimile termodinamice de formare

Componentul sistemului	920°C			640°C		
	H J/4,18 mol	S (J/4,18 mol.K	G J/4,18 mol	H J/4,18 mol	S J/41,8 mol.K	G J/4,18 mol
Cr_7C_3	14862	137,719	— 145878	— 5162	115,592	— 110717
V_4C_3	— 135574	19,976	— 39410	— 1806	18,128	— 34618
B_4C	4343	37,502	— 40403	— 3380	30,132	— 30892
Al_2O_3	— 375536	48,520	— 433428	— 384284	39,916	— 420733
MnS	— 39794	—36,126	— 82898	— 43516	32,573	73260
Fe	7692	17,588	— 13292	4776	14,812	— 8749
C	4991	7,309	— 3729	2457	4,904	— 2021
Fe_3C	30336	62,427	— 44149	22277	54,734	— 27703
$Cr_{23}C_6$	77911	403,383	— 403383	— 18710	346,914	— 228074
AlN	— 66397	19,570	— 89748	— 70229	15,923	— 84770
VN	— 41262	24,790	— 70839	— 44887	21,330	— 64365
BN	— 52087	15,019	— 70007	— 55251	12,003	— 66212
FeS	— 10290	35,155	— 52235	— 9743	38,200	— 44626
FeO	— 51868	31,729	— 89726	— 55722	28,051	— 81337
V	6158	16,092	— 13042	4020	14,054	— 881135
Cr	6267	14,957	— 11578	4034	12,823	— 76724
Mn	7264	18,405	— 14696	4680	15,943	— 98780
Al	6397	16,272	— 13018	4141	14,122	— 87546

n_i — număr de moli de component i (cu indice superior n_i^α), pentru faza α;
N — număr total de componenți în sistem;
NC — număr de componenți care se află numai ca faze condensate;
P, T — presiune, temperatură absolută;
μ_i, μ_i^α, μ_i^0 $(T.P)$ — potențial chimic, potențial chimic în faza α, potențial chimic standard;
Φ — număr de faze.

Rezolvarea problemei de optimizare, algoritmul de calcul, precum și programul în limbaj FORTRAN sînt prezentate detaliat în lucrarea [1].

Algoritmul poate fi aplicat și sistemelor omogene și eterogene. Ca date de intrare se stabilește un număr de componenți (NC și N), considerați faze solide „pure" sau mixte care, dacă nu au condiții termodinamice de existență, sînt eliminate din sistem la echilibru, prin una din etapele algoritmului.

Algoritmul de calcul permite, de asemenea, calculul capacităților calorice (cu relația $C_p = a + b \cdot 10^{-3}\,T + c \cdot 10^5\,T^{-2} + d \cdot 10^6\,T^2$; J[/4,18 mol K], [5], a entalpiilor și entropiilor în sistem B.K.K [5], pentru fiecare component al sistemului și pentru orice temperatură (tab. 2). Se înscriu, spre exemplificare, valorile obținute pentru temperatura de călire de 920°C și temperatura de revenire de 640°C pentru mărimile termodinamice de formare (H, S, G).

Condițiile de echilibru chimic în oțelul considerat au fost stabilite prin minimizarea entalpiei libere a sistemului, pe baza entalpiei libere standard de formare a componenților sistemului.

A putut fi determinată influența temperaturii și compoziției inițiale asupra compoziției de echilibru (la toate temperaturile de călire și revenire specifice mărcii de oțel analizate), concretizată prin determinarea numărului de moli și a fracțiilor molare finale ale fazelor participante la sistem.

De asemenea, a rezultat conținutul în C și elemente de aliere (V, Cr, Mn, Al) din austenită (la temperatura de călire) și din ferită (la temperatura de revenire) prezentate în tabelele 3 și 4 spre exemplificare, pentru temperatura de călire de 920°C și de revenire de 640°C.

Tabelul 3

Influența temperaturii și a compoziției inițiale a oțelului asupra compoziției de echilibru

Componentul sistemului	920°C			
	Numărul de moli, n_i	Masa molară M_1	Masa totală $m_1 = n_i . M_1$	% din masa totală
0	1	2	3	4
Cr_7C_3	2,692	400	1076,8	1,090
B_4C	0,04357	52	2·3592	2,39.10-3
Al_2O_3	0,002083	102	0,2121	2,1489.10-4
MnS	0·31249	87	27,1866	0,02754
Fe	1681,84	56	94183,04	95,4235
C	3,7579	12	45,0948	0,0456
Fe_3C	4,7201	180	849,618	0,08608
$Cr_{23}C_6$	0,196.10-5	1268	248,528.10-5	0,2518.10-5
AlN	0,6236.10-2	41	25,5676.10-2	0,0259.10-2
VN	0,7628.10-6	65	49,582.10-6	0,0502.10-6
BN	0,3131.10-3	25	7,8279,10-3	7,931.10-3
FeS	0,15188.10-5	88	13,365.10-5	0,0136.10-5
FeO	0,431.10-87	72	31,032.10-8	0,03144.10-5
V	1,176	51	59,976	0,06076
Cr	4,4137	52	229,512	0,023253
Mn	24,587	55	1352,285	1,37
Al	1,7896	27	4,8319	4,895.10-3

Tabelul 4

Influența temperaturii și a compoziției inițiale a oțelului asupra compoziției de echilibru

Componentul sistemului	640°C			
	Numărul de moli, n_i	Masa molară, M_i	Masa totală, $m_i = n_i \times M_i$	% din masa totală
Cr_7C_3	3,0563	400	1222,4	1,2385
B_4C	0,04544	52	2,374	$2,4\ 10^{-3}$
Al_2O_3	$0,2083\ 10^{-2}$	102	$21,246\ 10^{-2}$	$2,152\ 10^{-4}$
MnS	0,31241	87	27,1866	0,02754
Fe	1682,83	56	94238,48	95,4979
C	5,996	12	71,952	0,07289
Fe_3C	4,3895	180	790,11	0,80051
$Cr_{23}C_6$	$0,3345\ 10^{-9}$	1268	$424,146\ 10^{-9}$	$0,42973\ 10^{-9}$
AlN	$0,6527\ 10^{-2}$	41	$26,760\ 10^{-2}$	$0,0271\ 10^{-3}$
VN	$0,6286\ 10^{-8}$	65	$40,854\ 10^{-8}$	$0,041139\ 10^{-8}$
BN	$0,2212\ 10^{-4}$	25	$5,53\ 10^{-4}$	$5,602\ 10^{-7}$
FeS	$0,7931\ 10^{-5}$	88	$69,7928\ 10^{-5}$	$0,0707\ 10^{-5}$
FeO	$0,5349\ 10^{-12}$	72	$38,5128\ 10^{-12}$	$0,03902\ 10^{-12}$
V	5,176	51	263,976	0,26795
Cr	1,8655	52	97,006	0,0982
Mn	24,587	55	1352,285	1,370
Al	1,7893	27	48,3111	0,04894

aliere) care au loc la diferite temperaturi, specifice prelucrării mecano-termice a oțelurilor.

Algoritmul de calcul al echilibrului chimic și de faze permite determinări în sisteme multicomponente cu 3—24 faze solide, alegerea ca natură și număr a fazelor făcîndu-se cu condiția respectării legii fazelor. Sensibilitatea metodei permite punerea în evidență a compușilor cu participare de 10^{-15}% masă.

Pentru sistemul termodinamic, stabilitatea componenților la temperaturi superioare valorii de 600°C scade de la Al_2O_3 la Fe_3C, în următoarea succesiune : Al_2O_3, $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3, FeO, AlN, MnS, VN, BN, FeS, V_4C_3, B_4C, Fe_3C.

Sub temperatura de 600°C și, în special, la 20°C, stabilitatea componenților scade de la Al_2O_3 către $Cr_{23}C_6$, AlN, FeO, BN, Cr_7C_3, MnS, VN, FeS, V_4C_3, B_4C, FeC (fig. 1).

Variațiile cantitative ale componenților (permise termodinamic) sînt în consens cu variațiile dictate de transformările în stare solidă specifice proceselor date.

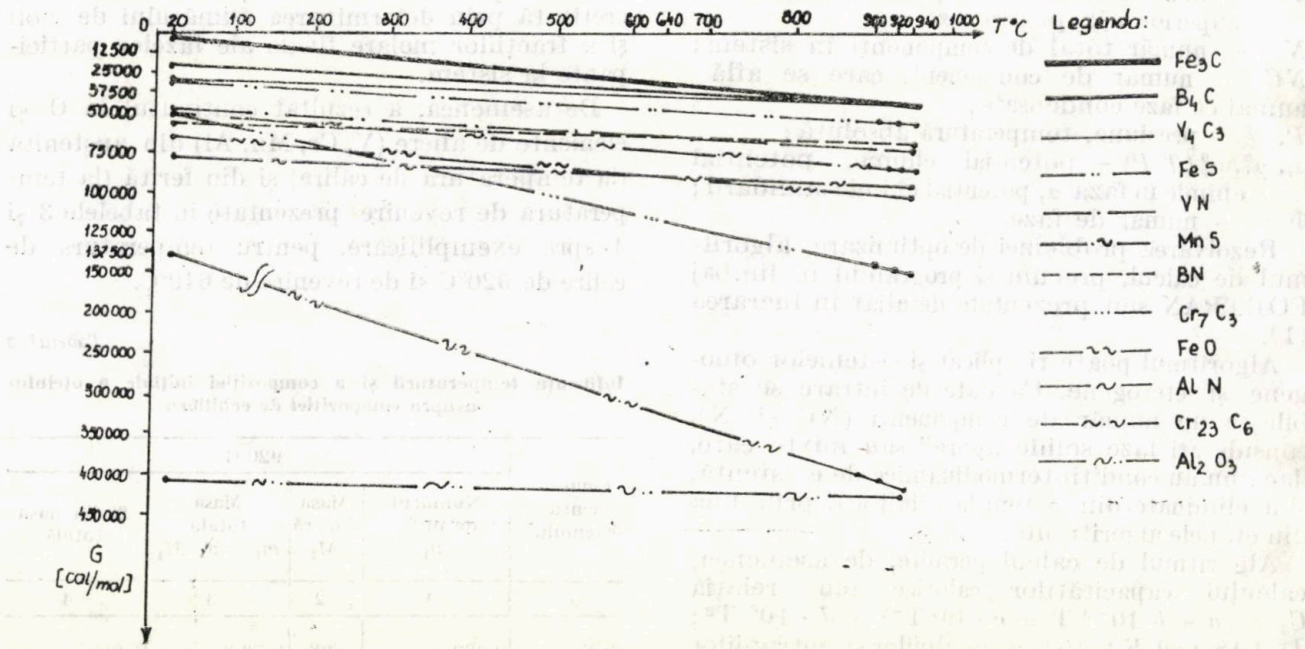


Fig. 1. Variația entalpiei de formare a compușilor cu temperatura

analize realizate cu microsonda electronică și

În figura 1 sînt prezentate curbele de variație a entalpiei libere de formare a fazelor sistemului, reprezentarea făcînd posibile unele observații privind stabilitatea termodinamică a fazelor la diferite temperaturi.

Concluzii

Studiul permite interpretarea argumentată termodinamic a transformărilor structurale (precipitarea elementelor de aliere și micro-

De exemplu : la revenire, comparativ cu valorile corespunzătoare de austenitizare, crește cantitateade carbură de crom de tip Cr_7C_3 de la 1,09% la 1,238 %, dar scade cantitatea de cementită neaaliată (Fe_3C) în favoarea creșterii cantității de carburi aliate; crește cantitatea de vanadin în matrice de la 0,06 la 0,26% pe seama scăderii proporției de VN și BN, și rămîn neschimbate proporțiile de Al_2O_3, MnS, B_4C, AlN.

Studiile de termodinamică completează și argumentează determinări roentgenostructurale,

microscopul electronic, privind precipitarea elementelor de aliere și microaliere din oțelurile cercetate.

Actualul studiu al echilibrului chimic și de faze poate fi considerat ca bază pentru studii de cinetică a precipitării elementelor de aliere.

BIBLIOGRAFIE

[1] Isac, Mihaiela: *Cercetări privind specificul transformărilor structurale și modificările de proprietăți la deformarea plastică și tratamentul termic al unor oțeluri microaliate.* Teză de doctorat, București, 1986.

[2] Gemmill, M., G.: *The merits and demerits of strengthening mechanism in low — alloy steels.* Simpozionul privind mecanismele de durificare a oțelurilor, Zürich, 5—6 mai, 1969, p. 65.

[3] Tilkin, M, A., Bolsakov, V. I., Odeski, P., D.: *Structura-sovositva stroitelnoi stali.* Moscova, Metallurgiia, 1983.

[4] Geană, D.: *On the problem of phase equilibrium in chemical reaction systems.* În: Revue Roumaine de chimie, R.S.R., vol. 26, nr. 3, 1981, p. 363—376.

[5] Barin, Knacke, O.: *Thermochemical properties of inorganic substances.* Springer — Verlag, Berlin, 1973 p. 32—71; 241—301; 823—834.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 1, 1988

Particularitățile aglomerării și topirii în furnal a concentratelor de magnetită de Lisakovsk, p. 6 — Îmbunătățirea controlului reliefului suprafeței încărcăturii de furnal la un nivel ridicat de încărcare, p. 10 — Insuflarea furnalelor mari de 5500 m², p. 12 — Particularitățile măsurării consumului de cărbune pulverulent la insuflarea aestuia în creuzetul furnalului, p. 18 — Utilizarea rezonatorului Hartman în lancea pentru suflarea pulsatorie a fontei în convertizor, p. 21 — Influența evacuării zgurei din oale de turnare asupra indicatorilor elaborării în convertizor, p. 23 — Elaborarea oțelului de convertizor prin utilizarea deșeurilor cu conținut de aluminiu, p. 24 — Imbunătățirea calității oțelului necalmat de convertizor, p. 25 — Elaborarea în convertizor a oțelului rezistent la coroziune, p. 26— Automatizarea procesului de cercetare a parametrilor elaborării în convertizor, în condițiile sistemului automatizat de conducere a producției tehnologice, p. 29 — Creșterea rezistenței principalelor subansambluri ale convertizorului cu suflare combinată, cu alimentarea oxigenului prin fund, p. 30 — Căi de creștere a eficienței turnării oțelului și de îmbunătățire a calității lingourilor și semifabricatelor, p. 33 — Congresul internațional în problema elaborării oțelului în convertizoare cu oxigen, p. 36 — Noi materiale de construcții armate cvasimonolite și cvasistratificate, p. 38 — Intensificarea procesului de elaborare a oțelului la Combinatul electrometalurgic Oskolsk, p. 40 — Influența scandiului asupra îmbunătățirii proprietăților aliajului termostabil HN62MBKTIu, p. 42 — Elaborarea oțelului în cuptoare electrice cu vată poroasă prin care se insuflă gaze, p. 43 — Scheme moderne de alimentare cu energie electrică a cuptoarelor electrice de mare putere pentru prelucrarea termică a minereurilor, p. 44 — Optimizarea proprietăților mecanice ale oțelului carbon pentru tablă subțire, p. 46 — Fabricarea tablei laminate la rece din semifabricate turnate continuu în vederea acoperirii cu email, p. 49 — Analiza eficienței regimurilor de reducere la blumingul de 950/900 de la Uzina metalurgică din Donețk, p. 52 — Profiluri îndoite din metal placat cu materiale plastice, p. 54 — Uzura și rezistența la exploatare a cilindrilor din oțel eutectic, p. 56 — Căi de îmbunătățire a calității țevilor sudate deformate la rece, p. 60 — Asimilarea tehnologiei și a utilajului pentru fabricarea profilelor, p. 62 — Imbunătățirea calității țevilor la strunjirea cu cuțite din aliaje dure ascuțite electrochimic, p. 64 — Calcularea calibrărilor cilindrilor de la liniile de laminare la rece a țevilor, p. 66 — — Experiența fabricării sîrmei zincate de armături de înaltă rezistență cu profi-periodic, p. 68 — Alegerea unei construcții optime a cablurilor din oțel și mase plastice, p. 70 — Îmbunătățirea rezistenței de îmbinare a componentelor semifabricatelor presate din oțel și aluminiu, p. 71 — Impregnarea intensă a cablurilor cu lubrifianți, p. 73 — Perfecționarea tehnologiei de tratament termic a șinelor, p. 75 — Asimilarea tehnologiei de fabricație a oțelului cu rezistență ridicată pentru tabla de automobile, p. 79 — Elaborarea și cercetarea calității oțelului beton sudabil de înaltă rezistență din clasa A-VI, p. 81 — Proprietățile tehnologice și calitatea produselor din metalul obținut la Combinatul electrometalurgic Oskolsk, p. 85 — Optimizarea tratamentului termic preliminar al produselor cu gabarit mare și a semifabricatelor, p. 88 — Elaborarea și proprietățile oțelului crom-nichel de tip 18—10 pentru benzi late cu conținut scăzut de carbon, p. 91 — Perfecționarea organizării transportului de pelete la estacada cu buncăr a secției de furnale, p. 94 — Asimilarea cuptorului termic cu vatră pășitoare de încălzire indirectă cu tuburi radiante, p. 101 — Baie mecanizată pentru călirea buteliilor, p. 104 — Epurarea preliminară a gazelor de aglomerare înaintea bateriei cu cicloane, p. 106 — Protecția mediului înconjurător în siderurgie, p. 108.

Ing. Zorica Bacinschi, ing. P. Marcu, ing. C. Macovei, ing. P. Niță și ing. H. Lupeanu
ICEM

Determinarea factorilor tehnologici care influențează pierderile de metal prețios la obținerea sîrmelor subțiri din aliaj PtRh

CZ: 62 — 426: 671

țiat de deformare a diferitelor zone din cadrul aceleiași bare.

Proprietățile fizico-chimice ale metalelor din grupa platinei (rezistență înaltă la coroziune, activitate catalitică, proprietăți superficiale specifice, caracteristici electrice și termoelectrice stabile, rezistență la uzură și proprietăți mecamce la temperaturi înalte etc.), condiționează utilizarea cu succes a acestora doar dacă sînt cunoscute și înțelese în mod fundamentat mecanismele degradării acestor caracteristici în diferite condiții de lucru bine stabilite.

Metoda de experimentare

Cercetările și-au propus să stabilească factorii care influențează pierderile de metal în procesul de fabricație a aliajului PtRh cu 5 pînă la 10% Rh, destinat obținerii sîrmelor subțiri, cu diametrul sub 0,1 mm.

Acestea s-au efectuat pe probe prelevate pe fluxul tehnologic de obținere a firului subțire din aliaj PtRh. S-au urmărit trei șarje. Mostrele au fost studiate la microscopul optic și electronic și au fost supuse unor încercări mecanice.

De asemenea, s-au analizat probe din refractarele care intră în contact direct cu platina în procesul de fabricație.

Rezultatele experimentale

Analiza metalografică. În lingourile forjate la cald s-a constatat prezența incluziunilor, porilor și microretasurilor (fig. 1), defecte care pot genera dificultăți la deformarea plastică la rece (laminare-trefilare).

Structura cristalină a lingourilor forjate este neuniformă: zona centrală prezintă cristale poliedrice, omogene în timp ce zona marginală mai păstrează încă o structură dendritică (fig. 2) Acest aspect va duce la un mod diferen-

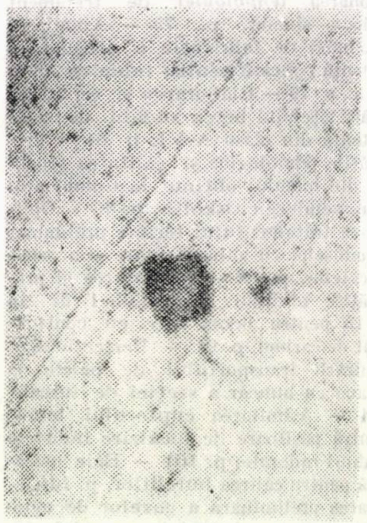


Fig. 1. Șarja 3; incluziuni în lingoul forjat; neatacat; mărire: 2000: 1

Fig. 2. Șarja 2; structura cristalină a aliajului în lingoul forjat; la margine se observă prezența dendritelor; atac: apă regală; mărire: 64: 1

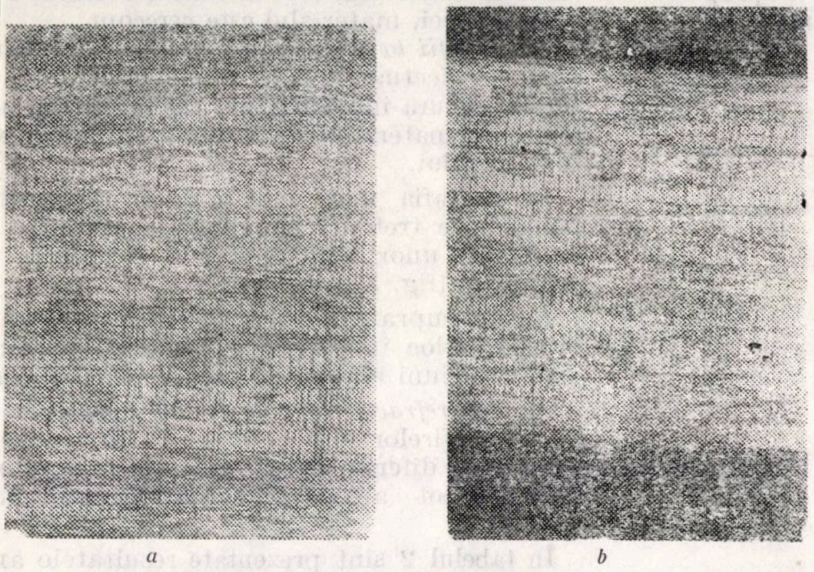
Fig. 3. Șarja 3; structura cristalină a barei Ø1,88 mm netratată; cristale deformate și orientate în direcția laminării; atac: apă regală; mărire: 100:1

Defectele din lingoul forjat se regăsesc în bara laminată sub formă de incluziuni și împăturiri.

Structura barelor laminate (cristale alungite în direcția deformării) evidențiază un mod

diferit de laminare (grade de reducere între recoaceri, tratamente termice intermediare) la șarje diferite (fig. 3).

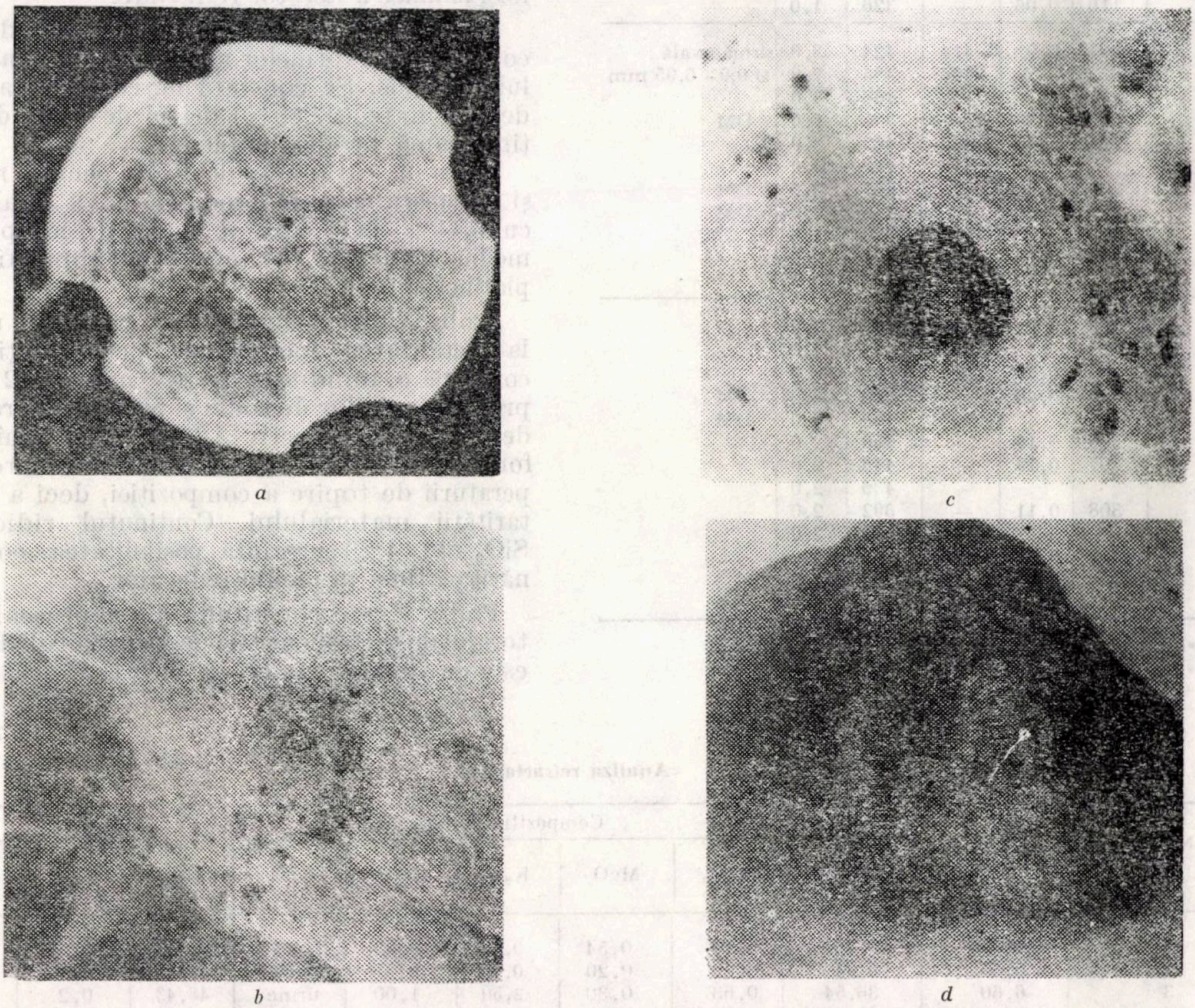
Se observă, de asemenea, o structură identică a sîrmelor trefilate în stare deformată, cu cea a sîrmelor tratate termic (fig. 4, *a* și 4, *b*).



a *b*

Fig. 4, Șarja 2; structura cristalină a sîrmei de ∅ 0,94 mm netratată; cristale deformate și orientate; nu se observă efectul recoacerii; atac: apă regală; mărire: 100: 1

Fig. 4, *b* Șarja 2; structura cristalină a sîrmei de ∅ 0,94 mm tratată; cristale deformate și orientate; nu se observă efectul recoacerii; atac: apă regală; mărime: 100: 1



a *c*

b *d*

Fig. 5. Șarja 3 — ∅ 1,77 mm; *a* — aspectul general al suprafeței de rupere; mărire: 25: 1; *b* — zona de amorsare a fisurii din figura 5, *a*; mărire: 50: 2; *c* — margine mărită a zonei din figura 5, *b*; incluziuni, pori; mărire: 250: 1; *d* — incluziunea din amorsa fisurii; mărire: 1000:1

Încercări mecanice. Mostrele de sîrmă au fost supuse unor încercări la rupere. Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 1.

Limitele de curgere au fost foarte apropiate de rezistența de rupere dar, alungirea fiind foarte mică (1—4%) acestea nu au putut fi terminate la toate probele.

Valorile rezistenței la tracțiune și ale alung arată că materialul este în stare ecruisată, n mogenă, deci, materialul este nerecopt.

Investigații la microscopul electronic. În ur studiului efectuat la microscopul electronic, stabilit natura incluziunilor : calciu, siliciu, a miniu. În materialul de bază s-a semnalat p zența fierului.

Fractografia unor mostre de sîrmă ruptă procesul de trefilare a evidențiat prezența, material, a unor incluziuni, pori și defecte deformare (fig. 5, *a*, *b*, *c*, *d*).

Amorsa suprafeței de rupere este situată ch în centru, loc în care se evidențiază prezer unei incluziuni alături de pori și microretasu

Analiza refractarelor. Pe fluxul tehnologic obținere a firelor subțiri, aliajul PtRh ajunge contact cu diferite refractare care, în anum condiții, pot afecta grav calitatea metalu prețios.

În tabelul 2 sînt prezentate rezultatele an lizei chimice a acestor refractare.

Proba 1 este constituită din varul destin confecționării formelor utilizate la topirea met lului prețios. Se constată un conținut avans de umiditate (27,80%) destul de mult dacă ține seamă de destinația lui.

Proba 2, cărămida de lucru pentru retop și recoaceri, este un produs pe bază de alumi cu 6,44% SiO_2 care se poate descompune mediu reducător, cu efecte de impurificare platinei cu siliciu.

Proba 3 este o mostră din creuzetul utiliz la metalizarea spongiei de metal prețios. constată o umiditate relativ mare (3,27%) prezența oxizilor de sodiu și potasiu în proport de 2,5% și respectiv 1% care, acționînd fondanți în sistem, au ca efect diminuarea te peraturii de topire a compoziției, deci a refra tarității materialului. Conținutul ridicat SiO_2 (36,54%) prezintă posibilitatea contam nării platinei în mediu reducător.

Proba 4 este constituită din căptușeala cu torului de tratament termic. Conținutul de Al_2 este de 76,20% iar cel de SiO_2 este de 23,00%

Tabelul 1

Încercări mecanice

Numărul șarjei	Marcajul epruvetei	Ø măsurat, mm	$R_{p0,2}$*, N/mm²	R_m, N/mm²	A_{100}, %	Observații **
1	104	0,93	361	375	4,0	
			375	439	7,0	
			390	442	9,0	
	105	0,93	—	408	2,0	
			—	392	1,0	
	106	0,39	431	469	3,0	
			452	554	5,0	
1	107	0,21	—	384	1,0	
			—	410	2,0	
	108	0,21	—	393	2,0	
			—	390	2,0	
	109	0,12	—	338	1,0	
			—	382	2,0	
	110	0,06	—	326	1,0	
	204	0,92	414	424	3,0	sîrmă ovală :
			406	484	7,0	Ø 0,9—0,95 mm
			403	466	4,0	
	205	0,39	—	335	1,0	DM
2	206	0,40	442	462	3,0	
			473	493	4,0	
	207	0,20	—	481	2,0	DM
	208	0,21	—	436	2,0	DM
			—	390	1,0	
	209	0,13	—	371	2,0	
				340	2,0	
	303	0,80	408	497	7,0	
			388	493	7,0	
	304	0,40	—	358	2,0	
	305	0,40	—	366	2,0	DM
3			426	458	3,0	DM
	306	0,18	—	456	2,0	
	307	0,18	—	448	2,0	
			—	436	2,0	
	308	0,11	—	692	2,0	
				539	2,0	
	309	0,08	—	361	2,0	
			—	466	2,0	

* $R_{p0,2}$ — valori informative ;
** DM — defect de material

Tabelul

Analiza refractarelor

Numărul probei	Compoziția chimică, %									
	CaO	SiO_2	Fe_2O_3	MgO	K_2O	Na_2O	TiO_2	Al_2O_3	P_2O_5	PC
1	71,00	0,20	0,14	0,54	0,12	0,03	lipsă	0,44	—	27,80
2	0,65	6,44	0,20	0,20	0,12	0,05	0,34	baza	0,12	0,23
3	6,60	36,54	0,63	0,30	2,50	1,00	urme	48,43	0,2	3,27
4	urme	23,00	0,50	urme	0,12	0,10	urme	76,20	0,10	0,38
5	3,00	50,23	0,98	3,37	0,16	0,95	0,57	40,65	0,18	0,51

Apare din nou posibilitatea contaminării metalului prețios în condiții de temperaturi ridicate.

Proba 5 este un tub ceramic utilizat drept suport pentru recoacerea sîrmelor. Conținutul de Al_2O_3 este de 40,65%, iar cel de SiO_2 este de 50,23%. Problemele sînt aceleași ca cele pentru proba 4. Contaminarea în acest caz poate fi mult mai avansată.

Concluzii

Ca urmare a cercetărilor efectuate asupra mostrelor recoltate pe fluxul tehnologic de obținere a sîrmelor din aliaj PtRh, se pot desprinde următoarele concluzii :

— lingourile forjate prezintă pori, microretasuri și incluziuni de calciu, siliciu și aluminiu ;

— în aliaj s-a constatat prezența unor impurități nocive pentru destinația lui : fier, siliciu, plumb, potasiu ;

— materialul prezintă o structură neuniformă : dendrite la marginea lingoului alături de cristale poliedrice în zona centrală, cristale puternic alungite în direcția deformării și zone cu împăturiri.

Din punct de vedere metalurgic, cele semnalate mai sus duc la o serie de dificultăți în procesul tehnologic de obținere a sîrmelor subțiri de calitate. Materialul rezultat este puternic ecruisat, fragil, implicînd pierderi de metal prețios. Porii, incluziunile și retasurile generează dificultăți la laminare și trefilare, provocînd, de asemenea, pierderi tehnologice prin ruperi și exfolieri.

Impuritățile influențează, la rîndul lor, atît activitatea catalitică a platinei cît și plasticitatea și refractaritatea metarialului, diminuîndu-le ; ele pot provoca fragilitate la forjare și fisuri la laminare.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 1, 1988

Eficiența utilizării oțelului obținut prin retopire cu inducție sub vid, în construcția de mașini electronice, p. 14 — Experiența reconstruirii sistemului de captare a gazelor la cuptorul electric de 100 t de la Combinatul metalurgic Celeabinsk, p. 15 — Îmbunătățirea condițiilor de funcționare a fabricii de aglomerare din cadrul Combinatului Ilici, p. 21 — Creșterea stabilității funcționării granulatoarelor cu cupe, p. 22 — Micșorarea conținutului de mărunt în aglomeratul de schip, p. 24 — Modificarea conținutului de sulf în fontă la transportarea acesteia, p. 26 — Influența masei de zgură asupra resulfurării fontei în melanjoare și căile de micșorare ale acesteia, p. 28 — Utilizarea tehnologiei de elaborare a oțelului 40H la cuptoarele Martin cu suflare prin fund, p. 30 — Influența factorilor asupra formării defectului tip „coronă" în lingourile obținute prin retopire electrică sub vid, p. 31 — Utilizarea plăcilor termoizolatoare cu formă curbilinie la turnarea oțelului calmat, p. 33 — Utilizarea mașinii de tip MR-1004M la repararea agregatelor metalurgice, p. 34 — Asimilarea instalației pentru executarea căptușelii monolitice la oalele de 150 t, p. 36 — A doua naștere a oțelului de Damasc, p. 37 — Controlul nedistructiv al produselor metalice, p. 39 — Controlul nedistructiv al rezilienței oțelului 17GIS—U, p. 42 — Aprecierea calității tablelor groase, p. 44 — Controlul calității macrostructurii șinelor de cale ferată la combinatele metalurgice, p. 45 — Îmbunătățirea proprietăților mecanice ale tablei laminate la cald din oțel 10HSND, p. 47 — Perfecționarea procedeului de decapare a oțelurilor, p. 49 — Asimilarea producției de oțel hexagonal la laminorul de sîrmă 320/250 de la uzina Serp i Molot, p. 51 — Măsurarea fluxurilor termice în cuptoarele industriale, p. 52 — Sistem de reglare a frecvenței dispozitivului de acționare electrică a vetrei cu role de la cuptorul termic al laminorului 2800, p. 54 — Perfecționarea dornului de străpungere la agregatul cu laminor în pas de pelerin, p. 55.

Spectrele complecşilor formaţi la coroziunea oţelurilor înalt aliate în acid azotic

Dr. ing. Gh. Vlaicu
C.O.S. TIRGOVIŞTE

CZ: 620.193;669.18

Acidul azotic este un agent corosiv care atacă oţelurile în mod diferenţiat, în funcţie de tipul oţelului.

Literatura de specialitate indică faptul că oţelurile inoxidabile sînt rezistente la atacul cu acid azotic.

În lucrarea de faţă se determină spectrele complecşilor formaţi la atacul oţelurilor înalt aliate cu acid azotic.

Măsurătorile s-au efectuat utilizînd un spectrometru automat Cary 118 C cu fascicul dublu, la care s-a adaptat o sferă integratoare cu raza de 5 cm, acoperită cu oxid de magneziu.

S-au măsurat spectrele de reflexie ale soluţiei corosive depuse pe hîrtie de filtru, folosind ca standard de referinţă tot hîrtia de filtru.

Suprafeţele probelor studiate au fost pregătite utilizînd hîrtia abrazivă folosită la analiza spectrometrică prin fluorescenţă de raze X.

Au fost studiate probe de metale pure şi oţeluri înalt aliate.

În tabelul 1 sînt date analizele chimice, determinate prin fluorescenţă de raze X, ale probelor de oţel studiate.

Soluţia corosivă a fost depusă pe suprafaţa probelor, apoi, împreună cu produşii de coroziune a fost depusă pe hîrtia de filtru care după ce s-a uscat, a fost utilizată la măsurarea spectrelor de reflexie.

În figura 1 sînt redate spectrele de reflexie măsurate la probe de nichel, crom, atacate cu acid azotic, şi spectrele similare ale unor probe de oţeluri înalt aliate.

Spectrul din figura 1, *a* prezintă benzi de absorbţie la lungimile de undă de: 2475Å, 2950Å, 3900Å, 6500Å şi 7200Å, iar cel din figura 2, *b* la: 2450Å şi 3500 Å.

Literatura de specialitate indică pentru spectrele ionilor Ni^{2+} şi Cr^{6+} în complecşi de NiO şi respectiv $[CrO4]^{2-}$ spectre cu maximele de absorbţie la: 7175 Å ($^3A_2 - {}^3T_1$), 6380 Å($^3A_2 - {}^1E$) 4180 Å ($^3A_2 - {}^3T_1$), 3800 Å, 3300 Å, 47220 Å neatribuite în lucrarea lui Jorgensen), 2800 Å şi 2400 Å (benzi de transfer de sarcină) — pentru NiO şi la: 4350 Å ($^1A_1 - {}^1T_1$), 3730 Å ($^1A_1 - {}^1T_2$), 2730 Å (bandă de transfer de sarcină) — pentru $[CrO_4]^{2-}$.

Pentru indicarea nivelurilor între care au loc tranziţiile, în paranteze s-au utilizat notaţiile Mulliken.

Concluzii

Asemănarea dintre spectrele măsurate şi prezentate în figura 1 cu cele menţionate în literatură permite identificarea înconjurărilor ionilor Ni^{2+} şi Cr^{6+} care în soluţia corosivă cu acid azotic se dovedeşte a fi formată din oxigen în prima sferă de coordinaţie.

Diferenţele care apar între lungimile de undă ale liniilor omoloage la soluţia corosivă faţă de cele menţionate de Jorgensen se datoresc pe de o parte distanţelor diferite ale înconjurărilor faţă de ionul central, iar pe de altă parte, perturbării simetriei din cauza prezenţei azotului în a doua sferă de coordinaţie.

În cazul oţelurilor prezentate în figură se remarcă în primul rînd banda largă de absorbţie a fierului din domeniul 2500 — 5500 Å, rezultată din suprapunerea mai multor benzi

Tabelul 1

Compoziţia chimică a probelor de oţel înalt aliat, folosite pentru măsurători

Nr. probă	C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	Cr, %	Mo, %	Ni, %	V, %	W, %	Co, %	Cu, %
15	0,14	2,19	1,43	0,020	0,004	25,03	0,07	20,00		0,02	0,14	0,10
17	0,044	0,56	1,38	0,018	0,006	17,00	2,25	19,22			0,035	1,91
35	0,55	0,25	18,66	0,072	0,003	4,44	0,05	0,17				0,11
36	0,51	0,30	16,85	0,039	0,005	9,40	0,02	0,06				0,04
30	0,76	0,33	0,24	0,025	0,027	4,04	0,66	0,23	1,66	17,80	9,50	0,14
38	0,007	1,80	0,48	0,004	0,004	19,58	0,01	77,32				
31	0,56	0,13	8,14	0,025	0,042	21,28	0,06	4,14			0,045	0,08
32	0,74	0,72	6,22	0,031	0,042	20,81	0,16	1,75			0,046	0,09
06	0,55	0,12	0,00	0,039	0,023	21,72	0,23	4,15				0,11
25	0,018	0,38	0,25	0,021	0,011	17,23	0,03	0,17	0,03	0,02	0,022	0,06

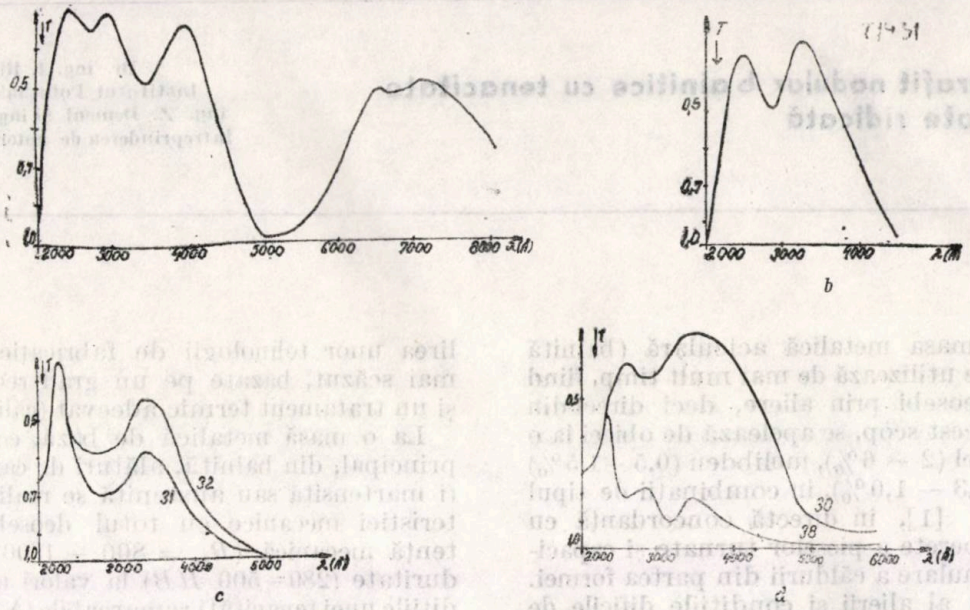


Fig. 1. Spectre de reflexie *a* — ion de nichel într-o soluție de acid azotic; *b* — ion de crom într-o soluție de acid azotic; *c* — spectre măsurate la probele din oțel nr. 31 și 32, atacate cu acid azotic; *d* — spectre măsurate la probele de oțel nr. 30 și 38, atacate cu acid azotic (tab. 1)

și banda de transfer de sarcină de la Å 2350, aparținînd tot fierului. Literatura indică faptul că cei mai mulți ioni formați de ionul feric au benzi de absorbție în ultravioletul apropiat sau în partea de lungimi de unde mici a spectrului vizibil.

Banda intensă de absorbție a ionului de fier maschează benzile ionilor de crom și nichel din această regiune a spectrului.

În spectrul măsurat al probei nr. 38 care are un conținut de fier de 0,01 % (tab. 1) nu apare banda ionului de fier iar banda de absorbție de la 2900 Å este a ionului de nichel.

Banda de absorbție cu lungimea de undă de 3500 Å aparține ionului de crom.

Aceștea sînt slabe datorită atacului scăzut al acidului azotic pentru elementele respective.

La spectrele de reflexie ale oțelurilor cu conținut ridicat de crom și nichel apar benzi de absorbție la 3500 Å, aparținînd ionului de crom și 2340 Å, aparținînd ionului de fier (bandă de transfer de sarcină).

REVISTA REVISTELOR

Neue Hutte, R.D.G., nr. 1, 1988

Finisarea straturilor acoperite termic prin tratamentul ulterior cu laser CO_2, p. 1 — Determinarea nedistructivă a profunzimii de durificare a oțelului C70W2 durificate cu laser, p. 6 — Contribuții la metodologia de analiză roentgenografică a profilelor, la încercarea substructurilor rezultate de la tratamentul termomecanic de temperatură înaltă, al oțelului, p. 11 — Caracteristica fără defecte a ecruisării suprafeței, prin intermediul zgomotului-Barkhausen, p. 12 — Determinarea roentgenografică a macrotensiunilor după șlefuirea oțelului, p. 14 — Evitarea ruginii albe a construcțiilor din oțel, zincate prin cufundare, p. 19 — Controlul tablei de oțel din punctul de vedere al capacității de emailare, p. 22 — Măsurarea automată a sarcinii la controlul coroziunii prin încercări de frînare potențiostatice, p. 24 — Proprietăți ale materialelor de carbură de siliciu utilizate ca senzor de temperatură pentru oțelul lichid, p. 26 — Control de proces și încercări de proces cu ajutorul radioizotopilor, în industria minelor și metalurgică din R.D.G., p. 31.

Neue Hutte, R.D.G., nr. 2, 1988

Dezvoltarea metalurgiei pulberilor în R.D.G. — ca bază pentru utilizarea pieselor formate aglomerate în industria de prelucrare a metalelor; criteriu pentru creșterea eficienței acestora, p. 41 — Încercări privind utilizarea cocsului de cărbune brun cu rezistență superioară în furnal, p. 44 — Controlul automat al cuptoarelor electrice cu arc de mare putere, p. 47 — O nouă boltă de cuptor adînc, verticală, cu elemente de boltă suspendate, de format mare, fabricate din beton armat, rezistent la temperatură, p. 49 — Instalații moderne de redresor, la laminoarele de profile fine pentru sîrmă din oțel, p. 52 — Determinarea, asistată de calculator, a variației temperaturii la căile de răcire primară și la laminarea cu răcire a cajelor intermediare, p. 55 — Răcirea controlată a inelelor, la laminoarele de oțel cu profile fine, p. 58 — Formarea hidrogenului arseniat la electroliza de decapare, p. 60 Considerații privind deformarea și uzura recipientelor de zincare, p. 64 — Cel mai vechi monument tehnic siderurgic a R.D.G. — 450 ani de vechime a uzinei Saigerhütte Grünthal, p. 70

Fonte cu grafit nodular bainitice cu tenacitate și plasticitate ridicată

Dr. ing. I. Riposan
Institutul Politehnic București
ing. Z. Demeni și ing. M. Vlădoiu
Intreprinderea de autocamioane Brașov

CZ: 669.131.622

Fonte cu masa metalică aciculară (bainită martensită) se utilizează de mai mult timp, fiind obținute îndeosebi prin aliere, deci direct din turnare. În acest scop, se apelează de obicei la o aliere cu nichel (2 — 6%), molibden (0,5 —1,5%) și wolfram (0,3 — 1,0%), în combinații de tipul Ni-Mo, Ni-W [1], în directă concordanță cu grosimea de perete a pieselor turnate și capacitatea de acumulare a căldurii din partea formei. Costul ridicat al alierii și condițiile dificile de realizare direct din turnare și de control al masei metalice aciculare, puternic influențate de o multitudine de factori, au limitat producerea și utilizarea fontelor cu grafit nodular bainitic.

Interesul pentru acest tip de fontă a crescut în mod deosebit în ultimii ani, o dată cu stabilirea unor tehnologii de fabricație cu un cost mai scăzut, bazate pe un grad redus de aliere și un tratament termic adecvat (călire izotermă).

La o masă metalică de bază, constituită în principal, din bainită, alături de care mai poate fi martensită sau austenită se realizează caracteristici mecanice cu totul deosebite: rezistență mecanică (R_m = 800 — 1600 N/mm²) și duritate (280—500 *HB*) la valori mari, în condițiile unei tenacități remarcabile (A = 1 — 12%, *KCU* >10 J/cm², K_{1C} = 75 — 105 MN/m$^{3/2}$) și a unei prelucrabilități superioare celei sugerate de valoarea mare a durității (tab. 1).

Cunoscute sub denumirile „Austempered Ductile Iron" (ADI), „La fonte ductile traitée par trempe étagée" sau „Fontes bainitiques

Tabelul 1

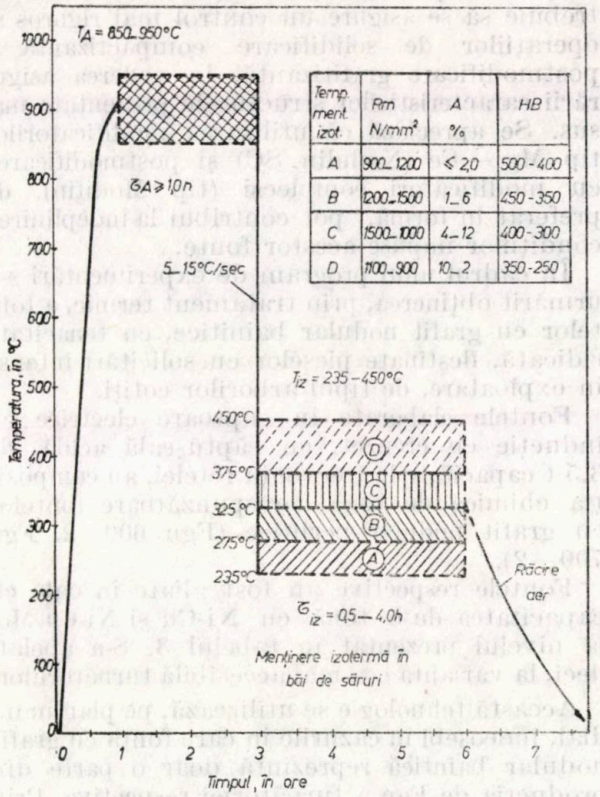
Caracteristicile mecanice ale fontelor cu grafit nodular

Tipul Fgn	Condițiile de obținere*	Rezistența la tracțiune, R_m, N/mm²	Alungirea A_5, %	Duritatea, *HB*	Tenacitatea (reziliența), *KCU*
Feritică	T T+TT (recoacere)	370—480	12—25	140—200	minimum 16 J/cm²
Ferito-perlitică	T T+TT (recoacere)	450—600	5—12	150—250	minimum 12 J/cm²
Perlitică	T (aliere)	600 —800	2—5	220—300	minimum 8 J/cm²
	T+TT (normalizare)	700—950	3—8	240—300	minimum 10 J/cm²
Bainitică	T+TT (călire izotermă)	800—1600	1—12	250—500	K_{1c} = 75 — 105 MN/m$^{3/2}$ (la oțel 75—125)
	Tiz = 235 — 275°C	900—1200	1—3	400—500	*KCU* > 10 J/cm²
	Tiz = 275 — 350°C	1000—1600	2—6	350—450	
	Tiz = 350 — 450°C	800 — 1200	4—12	250—350	

*) T — direct din turnare; TT — prin tratament termic;
Tiz — temperatură de menținere izotermă

traitées par trempe étagée" sau „Bainitischen Gusseisen mit Kugelgraphit", „Beinitnîi Visokoprocinîi ciugun", deci și cu specificarea faptului că structura bainitică este realizată prin tratament termic și nu direct din turnare (prin aliere la un grad mai ridicat), aceste fonte cunosc, în prezent, o dezvoltare cu totul remarcabilă.

Complexitatea mare a factorilor care concură la realizarea performanțelor amintite, influența puternică a condițiilor de turnare (grosimea peretelui, compoziția chimică, structura, modificarea, turnarea asupra desfășurării transformării bainitice precum și particularitățile acesteia în domeniul de temperaturi uzual — 235—450°C — fig. 1), au determinat necesitatea unor largi dezbateri internaționale pe această temă.



Tratament izot.	Rm N/mm²	A %	HB
A	900-1200	≤ 2,0	500-400
B	1200-1500	1-6	450-350
C	1500-1000	4-12	400-300
D	1100-900	10-2	350-250

Fig. 1. Diagrama de tratament termic în vederea obținerii fontei bainitice cu grafit nodular

În ultimii cinci ani, au avut loc mai multe manifestări științifice de prestigiu în acest domeniu, cum ar fi: două congrese internaționale privind ADI, organizate în S.U.A. (1984) Chicago și (1986), Ann Arbor [2]; un simpozion internațional organizat pe aceeași temă, în anul 1985 de BCIRA *) (Anglia) [3]; un simpozion internațional al fontei turnate în piese (1984), Stockholm [4] precum și recenta conferință internațională privind Fgn, care a avut loc în aprilie 1987, în Anglia, cu ocazia împlinirii a 40 de ani de producție industrială [5].

Concluziile acestor manifestări științifice ca și volumul mare de date publicate pe această temă în ultimii ani permit să se contureze parametrii tehnologiei de fabricație ai fontei bainitice cu grafit nodular, prin aliere slabă și tratament termic.

La obținerea pieselor care urmează să fie supuse tratamentului termic specific (fig. 1), o atenție deosebită trebuie acordată compoziției chimice a materialelor utilizate în încărcătură, condițiilor de elaborare, operației de modificare și post-modificare, turnării și solidificării fontei în formă.

Compoziția chimică stabilită se bazează pe mai multe principii: preîntîmpinarea formării carburilor, inclusiv a celor intergranulare; evitarea segregării elementelor și formarea de faze la limitele celulelor eutectice; asigurarea unei călibilități ridicate, în strînsă corelație cu grosimea de perete a pieselor turnate; asigurarea formării grafitului nodular, cu compactitate ridicată. Pornind de la aceste principii, se fixează condiții pentru toate grupele componente ale compoziției chimice și pentru compoziția chimică de bază (elementele de aliere și elementele însoțitoare). În tabelul 2 sînt prezentate condițiile de bază impuse compoziției chimice finale a fontelor bainitice cu grafit nodular.

În ceea ce privește compoziția chimică de bază, se remarcă valorile ridicate ale carbonului și ale siliciului, în limitele uzual folosite la Fgn precum și limitarea managanului, fosforului și sulfului. O astfel de compoziție chimică se apropie în mare măsură de cea impusă fontelor feritice, cu grafit nodular de înaltă plasticitate

Tabelul 2

Compoziția chimică finală a fontelor bainitice cu grafit nodular

Compoziția chimică de bază, %					Elementele de aliere, %			Elementele însoțitoare, %		
C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Cu	Elementele antigrafitizante	Elementele antinodulizante	Elementele care favorizează segregații
3,0—3,8	2,0—2,8	maximum 0,4	maximum 0,04	maximum 0,015	0—2	0—0,8	0—2,0	maximum 0,05	maximum 0,05	excluse

*) BCIRA — British Cast Iron Research Association

și tenacitate. Fără să se urmărească obținerea structurii feritice în stare turnată, această compoziție chimică asigură, însă, realizarea celorlalte obiective : acțiunea grafitizantă puternică, manifestată de C și Si ; în ultimul caz, Si se limitează apariția carburilor la formarea bainitei superioare [7], [8], [9], favorizîndu-se, în același timp, obținerea unor cantități de austenită reziduală, necesară realizării tenacității maxime [2], [6].

În vederea preîntîmpinării formării perlitei în timpul tratamentului termic, pentru creșterea călibilității fontei, la grosimi de perete mai mari (peste 20 mm), se apelează la elemente de aliere , tipice fiind : Mo, Ni și Cu. Acțiunea cea mai puternică o are molibdenul, dar rezultate deosebite se obțin la o combinare Ni-Mo, frecvente fiind următoarele valori % : 1,5 Ni—0,3 Mo [13], 1,5 Ni — 0,6 Mo [14], 2 Ni — 0,15 Mo [15] etc. Sînt semnificative , în acest sens, datele BCIRA [11] care recomandă grade de aliere, în strînsă corelație cu grosimea de perete.

Cuprul, ca element de aliere, este utilizat ca înlocuitor, parțial sau total, al nichelului, ca de exemplu : 0,3 — 1,5% Cu, 0,2 — 0,8% Mo și posibil 0,01, — 3 Ni 0,3 — 2,0% Cu, 0,01%Mo, 0 — 0,3% Ni, 1% Cu, 0,2% Mo etc. Rezultate bune au fost obținute și la utilizarea vanadiului.

Utilizarea manganului este evitată, datorită acțiuni isale carburigene, deși combinațiile 1% Cu — 1% Mn au dat rezultate bune în ceea ce privește călibilitatea. Din aceleași motive, cromul este de obicei exclus din compoziția acestor fonte. Sînt semnalate, însă, situații în care conținuturi de pînă la 0,3% Cr au contribuit la mărirea rezistenței la oboseală, dar aceasta în dauna plasticității și a tenacității [15].

Se atrage atenția asupra faptului că gradele exagerate de aliere determină nu numai creșterea nejustificată a costului pieselor, dar influențează negativ și proprietățile fontelor, în special la temperaturi scăzute (sub zero grade).

Sînt urmărite și limitate atît elementele care favorizează formarea carburilor (antigrafitizante cît și cele cu acțiune antinodulizantă) neacceptîndu-se elemente care formează faze cu tendință de segregare.

Structura în stare turnată a pieselor care urmează să fie supuse tratamentului termic trebuie să satisfacă o serie de condiții : gradul maxim de nodularitate a grafitului, cu o compactitate ridicată și gradul avansat de finisare ; solidificarea la o viteză mare de răcire (forme metalice) care este avantajoasă ; absența carburilor și a altor faze, îndeosebi segregațiile de la limita grăunților, acestea din urmă avînd o acțiune deosebită asupra transformării bainitice [2], [6], 12] ; absența porozităților, sulfurilor, incluziunilor etc. și, în general, a oricărui defect de turnare, acestea influențînd atît condițiile de desfășurare a tratamentului termic cît și caracteristicile finale [2], [11].

Modificarea se realizează în condiții similare celorlalte tipuri de fonte cu grafit nodular, dar trebuie să se asigure un control mai riguros al operațiilor de solidificare compactizantă și postmodificare grafitizantă, în vederea asigurării caracteristicilor structurale prezentate mai sus. Se apreciază că utilizarea modificatorilor tip Mg — Ce (Nodulin SC) și postmodificarea cu modificatori complecși (tip Modifin), de preferat în formă, pot contribui la îndeplinirea condițiilor impuse acestor fonte.

În cadrul unui program de experimentări s-a urmărit obținerea, prin tratament termic, a fontelor cu grafit nodular bainitice, cu tenacitate ridicată, destinate pieselor cu solicitări intense în exploatare, de tipul arborilor cotiți.

Fontele elaborate în cuptoare electrice cu inducție cu creuzet, cu căptușeală acidă, de 3,5 t capacitate la frecvența rețelei, au compoziția chimică de bază corespunzătoare fontelor cu grafit nodular perlitice (Fgn 600—2, Fgn 700—2).

Fontele respective au fost aliate în oale cu capacitatea de o tonă cu Ni-Cu și Ni-Cu-Mo, la nivelul prezentat în tabelul 3. S-a apelat, deci, la varianta cea mai accesibilă turnătoriilor.

Această tehnologie se utilizează, pe plan mondial, îndeosebi în cazurile în care fonta cu grafit nodular baintică reprezintă doar o parte din producția de Fgn a turnătoriei respective. Prin celelalte două căi de fabricație se realizează în cuptor, o compoziție chimică specială (tab. 2), caz ideal, sau aplică tratamentul termic pieselor

Tabelul 3

Compoziția chimică finală a fontelor cu grafit nodular

Numărul fontei	Compoziția chimică, %										Carbon echivalent (CE), %
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Mo	Cr	Mg	
1	3,62	2,50	0,4	0,021	0,011	0,48	0,59	—	0,03	0,038	4,48
2	3,66	2,20	0,4	0,023	0,011	0,77	0,65	0,2	0,03	0,04	4,46

$CE = C + 0{,}3 . (Si + P) + 0{,}4 . S - 0{,}027 . Mn + 0{,}074 . Cu + 0{,}053 . Ni - 0{,}015 . Mo$

din fontă perlitică, produse în mod obișnuit în turnătorii; în ultimul caz, călibilitatea poate fi o problemă.

Modificarea fontelor a avut loc prin procedeul Sandwich, în oale cu capacitatea de o tonă, utilizîndu-se, în acest scop, modificatori tip Nodulin SC. A urmat postmodificarea cu FeSi 75.

Au fost turnate probe tip Y, cu secțiunea utilă 45 × 45 mm, din care s-au prelevat patru bare cu secțiunea 22,5 × 22,5 mm, care au fost supuse tratamentului termic. După tratament, din aceste bare au fost prelucrate probele standard de încercări mecanice.

În stare turnată (tab. 4 și fig. 2) structura este caracterizată printr-o masă metalică perlitică (maximum 10% ferită), fără cementită liberă.

Tabelul 4

Structura în stare turnată a fontelor cu grafit nodular

Numărul fontei	Caracteristicile grafitului			Masa metalică, %		
	Grafitul nodular, %	Diametrul nodulelor, μm	Numărul nodulelor pe mm²	Perlită	Ferită	Cementită
1	>90	15—40	>80	90	10	—
2	>90	15—40	>80	90—95	5—10	—

Structura conține proporții foarte scăzute de eutectic fosforos, conținutul acestui element fiind limitat în mod deosebit, datorită tendinței puternice de segregare și acțiunii negative a eutecticului fosforos, îndeosebi asupra tenacității.

Controlul materialelor metalice utilizate în încărcătură, aplicat curent în fabricația fontelor cu grafit nodular standard, a permis limitarea fenomenului de segregare a elementelor care afectează calitatea fontelor. În ceea ce privește grafitul, se remarcă gradul ridicat de nodularitate al acestuia, dimensiunile scăzute și numărul relativ ridicat al nodulelor de grafit (tab. 4).

Trebuie remarcat faptul că realizarea unei compactități ridicate a separărilor la grafit este o condiție esențială în fabricația acestui material, acțiunea grafitului fiind deosebit de puternică în condițiile unei mase metalice cu rezistență mare [2].

Tratamentul termic aplicat este cel specific obținerii unor asemenea fonte (fig. 1), fiind realizat în sistemul duplex cuptor de austenitizare — băi de săruri. Austenitizarea a avut loc la cea mai utilizată temperatură în acest scop, (900°C/2 h), în timp ce, la alegerea temperaturii de transformare izotermă s-a ținut seamă de necesitatea realizării unei tenacități la valori maxime. Acest obiectiv este atins în condițiile în care structura conține bainită superioară în asociere cu austenita, saturată în carbon, constituienți structurali care se obțin, la un domeniu de transformare de ordinul 350 — 400°C.

În cadrul experimentărilor s-a aplicat o menținere de 2 h la 370°C.

Gradul de aliere are un rol important, influențînd direct călibilitatea fontelor. Astfel, în condițiile conținutului scăzut de mangan, o aliere de tipul 0,48 Ni — 0,59% Cu (fonta nr. 1) s-a dovedit a fi insuficientă, structura finală conținînd și separări de perlită. Ridicarea conținutului de nichel și apelarea la mici conținuturi de molibden au dus la realizarea unei structuri bainito-austenitice, fără perlită, în cazul fontei nr. 2, la o aliere 0,77 Ni — 0,65 Cu — 0,2% Mo.

Caracteristicile mecanice ale acestor fonte, după aplicarea tratamentului termic (900 — —370°C/2 h) sînt prezentate în figura 3, fiind în concordanță cu componența masei metalice fig. 2). În condițiile unei rezistențe la tracțiune de peste 800 N/mm² și a unei durități la valori relativ ridicate (270 — 290 *HB*), fontele baintice realizate sînt caracterizate prin valori ale alungirii (9 — 10%) și ale rezilienței (KCU = = 20 — 25 J/cm²) la cote înalte. Rezultă deci, că acest material realizează o îmbinare a caracteristicilor de rezistență la rupere și la uzare, cu cele de plasticitate și tenacitate, caz unic în domeniul fontelor turnate în piese și al multor materiale metalice.

Comparînd proprietățile fontelor cu grafit nodular bainitice obținute, cu cele ale fontelor cu grafit nodular standard (STAS 6071—75), figura 4 evidențiază posibilitatea realizării concomitente a unor caracteristici superioare de rezistență, duritate, plasticitate și tenacitate.

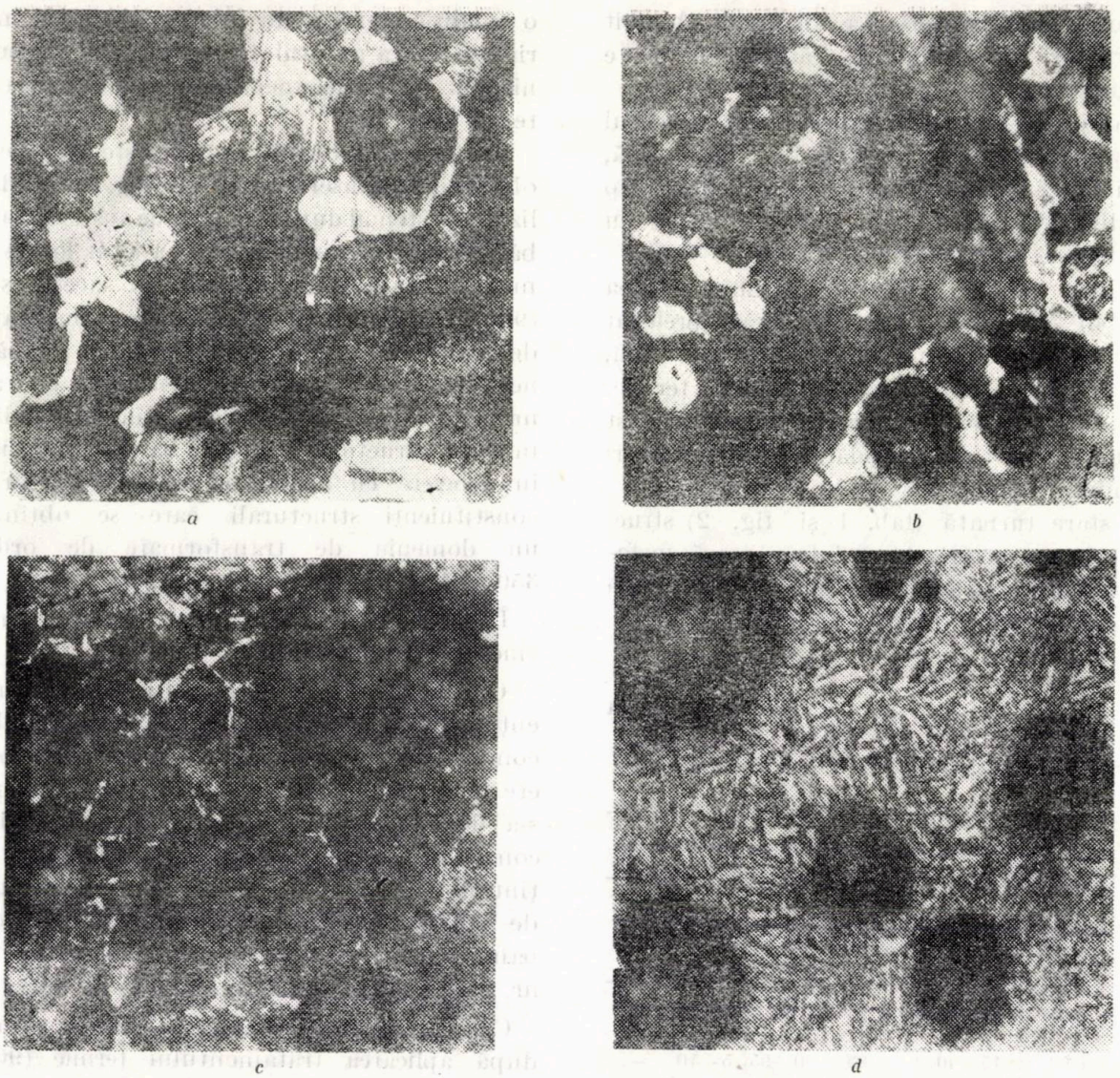


Fig. 2. Structura în stare turnată (*a*, *b*) după tratamentul termic (900° — 370°C/2h) (*c*, *d*) a unor probe cu secțiunea 22,5 × 22,5 mm: *a*, *c* — aliere 0,48 % Ni — 0,59 % Cu; *b*, *d* — aliere 0,77 % Ni — 0,65 % Cu — 0,2 % Mo; atac nital 2 %; 500: 1

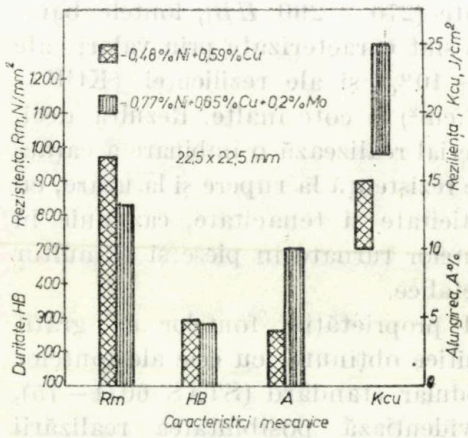


Fig. 3. Caracteristicile mecanice ale fontelor cu grafit nodular tratate termic (900° — — 370°C/2h)

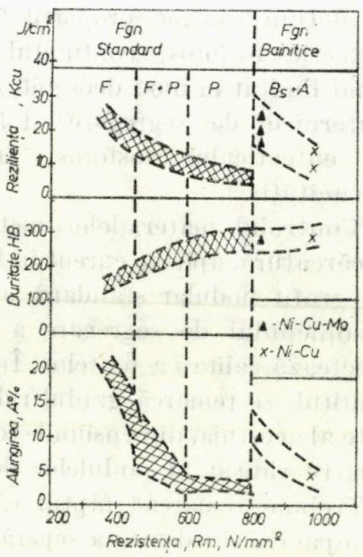


Fig. 4. Comparația dintre proprietățile mecanice ale fontelor cu grafit nodular standard (STAS 6071 — 75) și a celor bainitice obținute: x — 0,48 % Ni — 0,59 % Cu; A — 0,77 % Ni — 0,65 % Cu — 0,2 % Mo

Concluzii

Limitarea conținutului de mangan (maximum 0,4%) și a celui de fosfor (maximum 0,025%), în cazul unei producții obișnuite de fontă perlitică cu grafit nodular (Fgn 700—2) și alierea acestor fonte cu 0,77 Ni — 0,65 Cu — 0,2% Mo au creat condiții favorabile realizării prin tratament termic (900 — 370 °C/2 h) a unei structuri bainito-austenitice, care asigură obținerea unei tenacități ($KCU = 20 - 30$ J/cm²) și plasticități ($A = 9 - 10\%$) ridicate, la valori superioare ale rezistenței (800 — 1000 N/mm²) și ale durității (270 — 290 HB).

Controlul elementelor antinodulizante, antigrafitizante și cu tendință ridicată de segregare este deobsebit de important, deoarece separările de grafit trebuia să atingă un grad maxim de compactitate, prezența pămînturilor rare alături de magneziu fiind utilă.

BIBLIOGRAFIE

[1] Röhrig, K.: În: Giesserei Praxis, R.F.G., nr. 1/2, 1983, p. 1 — 16.

[2] x x x 2-nd International Conference on Austempered Ductile Iron (ADI), martie, 1986, Ann Arbor, S.U.A.

[3] x x x BCIRA. Seminar: Austempered Ductile Iron. In: The British Foundryman, Anglia, nr. 5, 1985, p. 217—218.

[4] Ripoșan, I. In: Metalurgia, R.S.R., nr. 7. 1986, p. 357—359.

[5] Sofroni, L., Ripoșan, I. In: Metalurgia, R.S.R., nr. 2, 1987, p. 95—96.

[6] Gagne, M. In: AFS Transactions, S.U.A., vol. 93, 1985, p. 801 — 812; In: Giesserei Praxis, R.F.G., nr. 10, 1987, p. 155 — 164.

[7] Moore, D., J., Rouns, T. N., Rundman, K.,B. In: AFS Transactions, S.U.A., vol. 93, 1985, p. 705— — 718.

[8] Dubensky, W., I., Rundman, K. B. In: AFS Transactions, S.U.A., vol. 93, 1985, p. 389—394.

[9] Jokipii, K. 1st International Conference on ADI, Chicago, 1984, A.S.M., p. 135 — 148.

[10] Rouns, T. N., Rundman, K. B., Moore, D. M. In: AFS Transactions, S.U.A., vol. 92, 1984, p. 815 — — 840.

[11] Harding, R. A., Gilbert, G. N. J. In: The British Foundryman Anglia, dec, 1986, p. 489—496.

[12] Klug, H. C., Hintz, M. S., Rundman, K. B. In: Metallurgical Transactions, S.U.A., mai, 1985, p. 795— — 805.

[13] Ianowak, I. F., Morton, P. A. In: AFS Transactions, S.U.A., vol. 12, 1984, p. 489—498.

[14] Lei, T. S. ș.a. 1-st International Conference of ADI, 1984, Chicago, A.S.M., p. 45—52.

[15] Robinson, L., Spear, W. M., Tuffnel, G. W. — 1-st International Conference of ADI, 1984, Chicago, A.S.M., p. 39—43.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 12, 1987

Funcționarea furnalului cu o încărcătură mixtă de minereu de fier și cocs la schip, p. 7 — Fabricarea lingourilor mari de calitate superioară pentru forjare, p. 12 — Tehnologia de economisire a resurselor la dezoxidarea oțelului Martin, p. 14 — Îmbunătățirea calității oțelului cu conținut de titan pentru șine, p. 17 — Îmbunătățirea eficienței funcționării cuptorului Martin, p. 19 — Studierea lingoului din oțel 08 necalmat pentru fabricarea tablei subțiri, la Combinatul metalurgic din Karaganda, p. 20 — Analiza stării de tensiune a lingourilor la șoc termic, p. 22 — Creșterea rezistenței oalelor de turnare a oțelului cu căptușeală ștampată, p. 24 — Elaborarea oțelurilor rezistente la coroziune ca utilizarea cocsului, p. 28 — Elaborarea în furnal a feromanganului, utilizînd concentratele de carbonat de mangan în bucăți, p. 30 — Îmbunătățirea calității minereului de mangan — condiție importantă la intensificarea procedeelor de obținere a feroaliajelor de mangan, p. 33 — Asimilarea tehnologiei de fabricare a prizelor de laminare pentru profilele fasonate de mare precizie, la laminorul 300 cu calibru cu patru cilindri de la uzina metalurgică Omutninsk, p. 36 — Stabilirea regimurilor raționale de exploatare a cilindrilor de lucru și de sprijin, p. 38 — Particularitățile completării cilindrilor de laminare la laminoarele de tablă trio, p. 42 — Calculul profilării cilindrilor la laminoarele pentru tablă subțire, ținînd seamă de uzura cilindrilor de sprijin, p. 44 — Precizia oțelului calibrat la cald pe laminorul 350, p. 47 — Studierea parametrilor cinematici ai perforării benzilor în cilindri rotativi, p. 49 — Fabricarea țevilor deformate la cald, p. 52 — Dezvoltarea producției de țevi sudate electric, p. 55 — Reducerea la cald și la rece a țevilor sudate și fără sudură, p. 59 — Creșterea plasticității tehnologice a metalului deformat la laminarea periodică la rece a țevilor, p. 61 — Protecția anticorosivă a țevilor, p. 64 — Calculul traseelor de trefilare a sîrmei pe luminoare multiple în cazul unor contratensionări normate, p, 67 — Exfolierea la răsucire și durabilitatea sîrmei trase la rece pentru arcuri, p. 72 — Asimilarea industrială a producției de plase ușoare, p. 72 — Bazele teoretice și tehnologice ale durificării termice a unor tipuri de laminate în fluxul laminorului, p. 73 — Obținerea oțelurilor slab aliate bifazice ferito-martensitice din caldul de laminare, p. 78 — Rezistența mecanică la coroziune a îmbinărilor sudate la țevile sudate electric, p. 80 — Influența succesiunii introducerii metalelor de pămînturi rare și alcaline asupra rezistenței la oxidare în timpul încălzirii aliajului HN20IuC, p. 82 — Fabricarea la scară industrială a pulberii de fier electrolitice, p. 84 — Sistem automatizat de comandă dispecer a complexului oțel-laminat la combinatul Krivorojstal p. 86 — Modernizarea dispozitivelor de răcire pentru durificarea termică a prăjinilor de foraj, p. 89 — Tehnologia de fabricație a vaselor emailate de forme complicate, p. 92.

Chim. Victoria Pîrvu și
dr. ing. C. Cosneanu
ICSITPSCM
Ing. A. Costea, ing. M. Alexandru
și ing. F. Pascu
I.M.G.B.

Vopsea pentru protecția formelor metalice (lingotiere) utilizate la turnarea lingourilor din oțel

CZ: 620.197.6;621.746.393

Turnarea lingourilor din oțel are loc în forme metalice din fontă — lingotiere. Utilizarea acestor forme specifice, care au de cele mai multe ori dimensiuni destul de mari (înălțime — h : 1,5 — 3 m) atrage după sine apariția unor fenomene de eroziune metalică, ducînd la distrugerea rapidă a suprafeței lingotierei.

Ca urmare, extragerea lingoului din lingotieră va deveni o problemă, deoarece acesta este supus la șocuri și lovituri în vederea stripării.

Pentru creșterea durabilității formelor metalice și pentru a ușura operația de stripare a lingoului din lingotieră se aplică pe suprafața lingotierei, pelicule protectoare, care conțin materiale refractare.

Aceste pelicule trebuie să prezinte o bună aderență la suprafața formei și o rezistență ridicată la eroziune metalică, asigurînd o bună răcire a metalului în formă și conferind o suprafață netedă lingoului.

La turnarea lingourilor de oțel în lignotiere se folosesc vopsele de protecție, alcătuite dintr-un material de umplutură refractar : alumină, talc, silice vitrifiată etc., caracterizate printr-un coeficient de dilatare termică scăzut. Ca liant se folosește silicatul de sodiu, silicea coloidală, bentonita, lingosulfonații metalelor alcaline etc.

Orientarea activității ICSITPSCM din ultimii ani spre asimilarea unor materiale noi de protejare a formelor metalice, a dus la realizarea unui produs destinat turnării lingourilor de oțel similar produselor din import.

Produsul importat este o dispersie de material refractar într-un liant mineral nesilicios, avînd rolul de a reduce formarea crăpăturilor pe suprafața lingourilor, de a ușura stripajul, mărind durata de utilizare a lingotierei.

În tabelul 1 se prezintă compoziția chimică a produsului de import utilizat la protejarea lingotierelor.

Produsul se prezintă sub forma unui material fluid care se pulverizează pe forma metalică încălzită la 120—150°C, într-un strat uniform cu grosimea de 1—3 mm. În prealabil, forma se curăță de oxizi și se suflă cu aer comprimat.

După uscarea stratului de vopsea pulverizat timp de cel puțin o oră, se poate turna.

Pelicula de vopsea prezintă un aspect granular ușor poros, cu rezistență ridicată la eroziune.

Tabelul 1

Compoziția chimică a produsului de import

Compoziția, %						
Pierdere la calcinare	SiO_2	CaO	MgO	Fe_2O_3	CO_2	Al_2O_3
4,05	9,71	1,21	8,26	0,95	6,1	55,16

Soluția propusă pentru asimilarea vopselei de import prin utilizarea de materii prime indigene se bazează pe folosirea ca liant a unui ciment magnezian care conferă peliculei o rezistență ridicată în momentul turnării lingoului. După turnare, pelicula se detașează cu ușurință de pe suprafața lingotierei, aceasta putînd fi revopsită.

Suprafața lingoului turnat este curată și lipsită de defecte.

Produsul asimilat, vopsea tip VOL, se prezintă ca o suspensie de consistență puțin vîscoasă de culoare crem, cu un slab miros amoniacal.

Pentru utilizarea la vopsirea lingotierelor se diluează cu patru părți apă demineralizată și o parte apă. Se omogenizează vopseaua la un agitator mecanic și se utilizează conform instrucțiunilor menționate mai sus.

Vopseaua tip VOL s-a experimentat la protejarea lingourilor de 124 și 60 t, în cadrul Oțelăriei electrice I.M.G.B. tur-

Tabelul 2

Proprietățile tehnologice ale vopselei VOL

Caracteritici	Vopsea import	Vopsea VOL, lot I.M.G.B.
Densitatea vopselei, gf/cm³	1,3	1,49
Viscozitatea vopselei, s	18—20	14—16
Aderența	1	2
Grosimea stratului, μm	60—100	100
Stabilitatea suspensiei, % min	90	75
Rezistența la frecare, cicluri	>200	>200
Finețea de măcinare, μm	5—10	15—20

nîndu-se marcile de oțel : OHM 3 MFA și 41 MOC 11.

Prin utilizarea vopselei VOL s-a realizat îmbunătățirea calității suprafeței lingourilor,

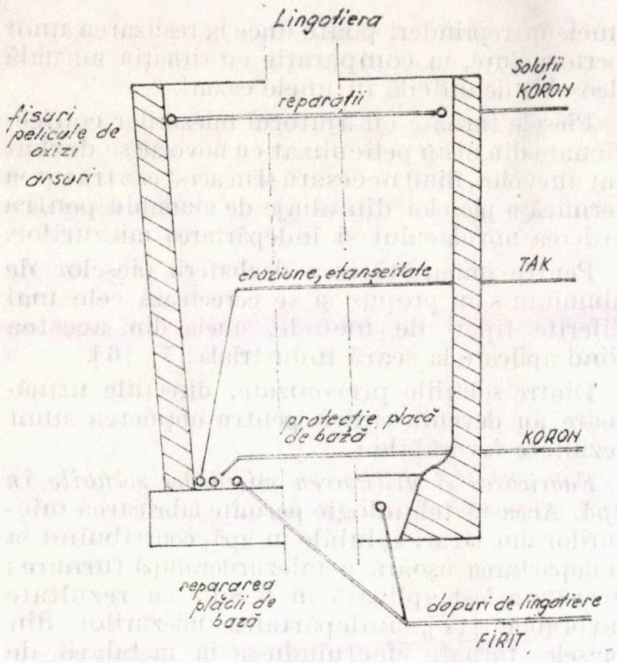


Fig. 1

obținîndu-se o creștere a durabilității formelor metalice de cca 5%.

Vopseaua tip VOL s-a mai experimentat în fază inițială la C.U.G. Iași la protejarea lingotierelor de 12 tone și la Combinatul Siderurgic Hunedoara, unde se continuă experimentarea la toată gama de lingotiere.

Proprietățile tehnologice ale vopselei VOL sînt prezentate în tabelul 2

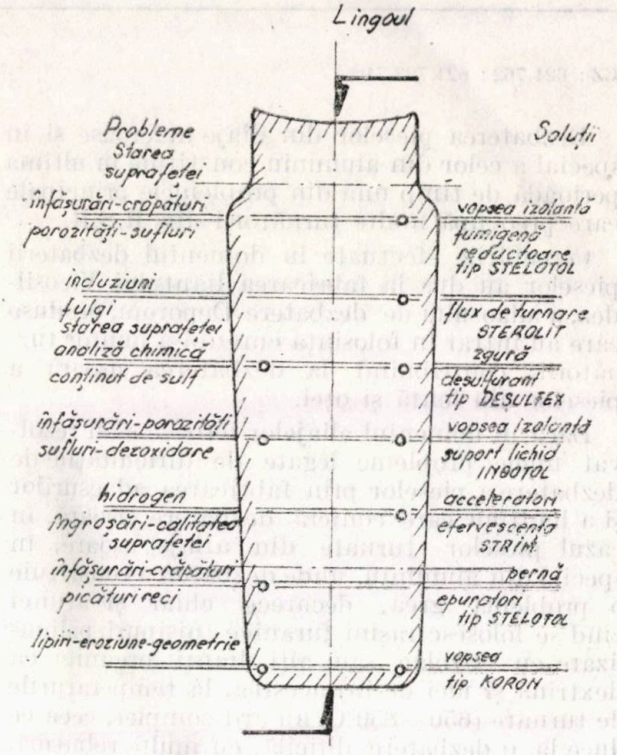


Fig. 2

Caracteristicile tehnologice ale vopselei VOL sînt apropiate de cele ale produsului din import, ceea ce justifică comportarea bună a acestuia la protejarea lingotierelor.

În figurile 1 și 2 sînt prezentate imaginea unei lingotiere și a unui lingou precum și defectele care pot apărea la turnarea lingourilor ca și soluțiile de rezolvare ale acestora.

Îmbunătățirea dezbaterii miezurilor din piesele turnate din aliaje de aluminiu

Dr. ing. E. Cohn, ing. Cornelia Ionescu
și ing. Vasilica Chivu
ICSITPSCM

CZ : 621.762 ; 621.793.71

Dezbaterea pieselor din aliaje neferoase și în special a celor din aluminiu constituie în ultima perioadă de timp una din problemele principale care preocupă multe turnătorii din R.S.R.

Cercetările efectuate în domeniul dezbaterii pieselor au dus la fabricarea liantului Vicosildez, a adaosului de dezbatere Deporom, produse care au intrat în folosința curentă a multor turnătorii, contribuind la dezbaterea ușoară a pieselor din fontă și oțel.

Dacă în domeniul aliajelor feroase s-au rezolvat unele probleme legate de dificultățile de dezbatere a pieselor prin fabricarea adaosurilor și a lianților care conferă dezbatere ușoară, în cazul pieselor turnate din aliaje ușoare, în special din aluminiu, unde dezbaterea constituie o problemă grea, deoarece chiar și atunci cînd se folosesc rășini furanice (nisipuri peliculizate cu novolac sau alți lianți organici ca dextrină și ulei de in) acestea, la temperaturile de turnare (650—850°C) nu ard complet, ceea ce duce la o dezbatere dificilă, cu multe rebuturi.

Dezbaterea și curățirea pieselor turnate din aliaje de aluminiu, reprezintă două operații care necesită o mare cantitate de manoperă, un consum ridicat de energie și care produc un mediu viciat, încărcat cu particule de silice, vătămătoare pentru muncitorii din turnătorii.

În turnătoriile de aliaje ușoare se folosesc miezuri și forme fabricate cu ajutorul lianților obișnuiți ca : rășini fenolice și furanice, dextrină și ulei de in, silicat de sodiu Vicosildez etc. [1]—[4].

În foarte multe cazuri, îndepărtarea miezurilor prin mijloace mecanice duce la fisuri și crăpături în piese, obligîndu-le să fie dezbătute prin introducerea lor în cuptoare la temperaturi ridicate, ceea ce permite arderea lianților ; după răcire, nisipul rămas se îndepărtează cu ușurință.

Această tehnologie de lucru necesită cuptoare, energie, combustibil și manoperă ridicînd prețul de cost al pieselor turnate.

Datorită problemelor dificile ivite, dezbaterea a constituit un obiect de studiu pentru specialiștii care lucrează în acest domeniu și care au efectuat diferite îmbunătățiri, încercări și cercetări în vederea obținerii unor piese care se dezbat și se curăță cu efort minim și cheltuieli reduse.

Nu s-au obținut încă formule optime, dar aplicarea unor îmbunătățiri, experimentate în unele întreprinderi poate duce la realizarea unor performanțe, în comparație cu situația actuală deosebit de dificilă în unele cazuri.

Piesele turnate cu ajutorul miezurilor confecționate din nisip peliculizat cu novolac se dezbat tot anevoios, fiind necesară și în acest caz tratarea termică a pieselor din aliaje de aluminiu pentru arderea novolacului și îndepărtarea miezurilor.

Pentru îmbunătățirea dezbaterii pieselor de aluminiu s-au propus și se cercetează cele mai diferite tipuri de metode, unele din acestea fiind aplicate la scară industrială [5], [6].

Dintre soluțiile preconizate, direcțiile următoare au devenit tipice pentru obținerea unor rezultate favorabile :

Fabricarea și utilizarea miezurilor solubile în apă. Această tehnologie permite fabricarea miezurilor din săruri solubile în apă, contribuind la îndepărtarea ușoară a miezurilor după turnare ; aceasta a fost aplicată în R.S.R. cu rezultate favorabile [11], îndepărtarea miezurilor din piesele turnate efectuîndu-se în instalații de solubilizare special amenajate în acest scop.

Incorporarea adaosurilor în compoziția miezurilor. Introducerea adaosurilor (în special organice) în compoziția amestecurilor de miez, a fost experimentată obținîndu-se rezultate eficiente.

Se introduc adaosuri organice care ard ușor, producînd gaze care distrug legăturile dintre granulele de nisip și liant și peliculele de liant, micșorîndu-se în acest mod rezistența miezurilor după ce au fost utilizate în procesul de turnare a pieselor din aliaje de aluminiu.

Utilizarea de lianți noi pe bază de rășini sintetice care ard ușor. Rășinile sintetice indicate pentru utilizarea ca lianți noi la fabricarea miezurilor necesare pentru turnarea aliajelor de aluminiu și care ar putea duce la îndepărtarea mai ușoară a miezurilor după turnare, trebuie să posede proprietăți diferite față de acelea prezentate de rășinile fenolice și furanice utilizate în prezent.

Aceste rășini trebuie să posede o greutate moleculară mai mică și să fie analizate sub mai multe aspecte care interesează practica fabricării miezurilor și a formelor. S-ar putea utiliza, cu rezultate bune, rășinile poliesterice nesaturate, rășinile alchilice, vinilice și acrilice.

Impregnarea cu soluții organice. Impregnarea miezurilor și a formelor, după preparare, cu soluții de polistiren, polivinilbutiral sau alte

produse macromoleculare care ard ușor, este o metodă care îmbunătățește gradul de dezbatere a pieselor turnate în miezuri, confecționate din amestecuri cu silicat de sodiu, rășini furanice sau alți lianți.

Metoda constă în vopsirea prin pulverizare, pensulare, imersare cu sau fără vid a miezurilor și a formelor, cu soluții care pătrund pînă la adîncimea de trei, patru mm în forme și în miezuri.

Cercetările efectuate în laboratoarele ICSITPSCM au fost îndreptate în toate aceste direcții, obținîndu-se rezultate valoroase care au fost aplicate la scară industrială în mai multe întreprinderi din R. S. România.

În lucrare se prezintă rezultatele obținute în vederea ușurării dezbaterii prin folosirea adaosurilor organice și a unui liant pe bază de polimer al acetatului de vinil.

Cele mai folosite adaosuri încercate în turnătoriile de neferoase, în vederea ușurării dezbaterii sînt: ureea, petrolul, celuloza, naftalina, eterii de celuloză, bitumuri lichide sau uleiuri minerale.

Eficacitatea acestor adaosuri este determinată de Kollotilo D.M. [5] de tensiunea gazificării acestora, determinată cu ajutorul relației:

$$W = \frac{V}{t}$$

în care:

W este intensitatea gazificării; V — volumul de gaze la 1 g adaos cm^3; t — diferența de temperatură la începutul (t_i) și sfîrșitul degajării de gaze (t_f): $t = t_f - t_i$.

La toate încercările efectuate de ICSITPSCM s-a utilizat nisip de Aghireș cu compoziția granulometrică arătată în tabelul 1.

Tabelul 1

Compoziția granulometrică a nisipului de Aghireș

Sita	1,0	0,6	0,3	0,2	0,1	0,04	tavă
Granulația, %	0	0,10	15,40	39,80	38,70	4,90	0,30

Nisipul posedă o componentă levigabilă de 0,8%.

S-a verificat eficacitatea asupra dezbaterii pieselor din aluminiu a următoarelor produse: ulei petrolier 1—35, carboximetil-celuloză, naftalină, parafină, colofoniu, uree, etilenglicol și glicerină.

Adaosurile au fost introduse în amestecul de miez pe bază de ulei de in și dextrină. Rezultatele obținute sînt indicate în tabelul 2.

Cele mai bune rezultate au fost obținute prin utilizarea ca adaos de dezbatere a celulozei micronizate încorporată în compoziția amestecurilor de formare, utilizate la confecționarea miezurilor și a formelor întrebuințate la turnarea pieselor din aliaje de aluminiu.

De asemenea, pentru ușurarea dezbaterii pieselor din aluminiu, s-a preparat un liant complex nou pe bază de rășini vinilice cu efecte deosebite în ceea ce privește capacitatea de dezbatere a pieselor turnate din aluminiu.

Eficacitatea celulozei micronizate s-a verificat prin constatarea capacității de dezbatere a pieselor turnate din aliaje de aluminiu, prin folo-

Tabelul 2

Rezultatele obținute în urma dezbaterii pieselor din aluminiu

Numărul	Compoziția		Permeabilitatea la crud: cm^3/cm^2/minut	Rezistența la compresiune la crud, daN/cm^2	Compresiunea la uscat, daN/cm^2	Tracțiunea, daN/cm^2	N-indicele de dezbatere
1	Nisip de Aghireș	91					
	Dextrină	3,6					
	Argilă	2,4	205	0,21	54	9	6
	Apă	2					
	Ulei de in	1					
2	Idem					3,4	—3
	Ulei de in	1,5	145	0,145	23—21		
3	Idem					8	1
	Carboximetil celuloză	1,5	180	0,21	11—10		
4	Idem					1,3	2
	Naftalină	1,5	120	0,18	36		
5	Idem						
	Parafină solubilă în toluen	1,5	90	0,17	36	1,33	2
6	Idem Colofoniu	0,5%	110	0,14	76	1	5—10
7	Idem Uree	0,5%	130	0,120	72	9	6— 4
8	Idem Uree	1%	100	0,13	50	8,5	11— 9
9	Idem Etilenglicol	0,5%	90	0,15	53	7,2	8— 6
10	Idem Etilenglicol	1%	90	0,14	38	7	10— 8
11	Idem Glicerină	0,5%	190	0,14	32	4	3
12	Idem Glicerină	1%	190	0,15	36	6	2

sirea de miezuri și forme care conțin adaos de dezbatere în compoziția lor.

S-au confecționat miezuri și forme pe bază de silicat de sodiu (întărite cu bioxid de carbon), dextrină, și ulei de in, rășină furanică și cu liant complex preparat din rășină vinilică. Formulele de preparare a acestor amestecuri au fost acelea utilizate curent în turnătorii.

Influența celulozei micronizate asupra proprietăților tehnologice ale amestecurilor de formare, preparate cu lianții indicați mai sus, precum și asupra capacității de dezbatere a pieselor din aluminiu este arătată în cele ce urmează.

Indicele de dezbatere N s-a determinat prin îndepărtarea prin lovituri date la soneta de laborator prevăzută cu un dorn a unui miez de dimensiunile unei epruvete de compresiune (50 × 50 mm) în jurul căruia s-a turnat un inel de aluminiu, cu lățimea de 30 mm și înălțimea de 50 mm.

Celuloza micronizată a fost introdusă în amestecuri în proporții de 0,25—1,25 %.

În figura 1 se prezintă rezistențele la compresiune la crud ale amestecurilor pe bază de ulei de in și liant complex și influența adaosului de celuloză asupra acestora.

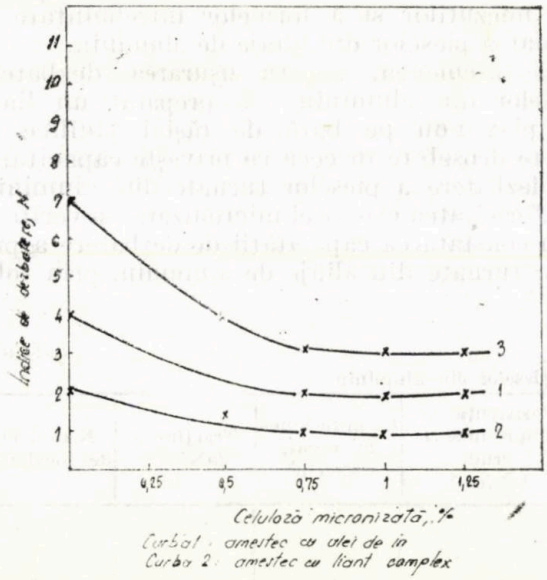


Fig. 1.

Rezistențele la compresiune în stare uscată a amestecurilor preparate din ulei de in și dextrină (1 + 3 %), liant vinilic (3,5—4,5 %), silicat de sodiu (6 %) și rășină furanică (2,5 %) și influența adaosului de dezbatere asupra acestora sînt prezentate în figura 2.

Se poate constata că cele mai mari rezistențe le posedă amestecurile cu rășină furanică și acelea pe bază de ulei de in.

Celuloza influențează în sens negativ rezistențele tuturor amestecurilor încercate, după cum se poate observa în figura 2.

Același efect al celulozei se constată și în cazul determinărilor de rezistență la tracțiune (fig. 3). Influența introducerii de celuloză în amestecurile de formare asupra permeabilității acestora este mai redusă, scăderile de permeabilitate neinfluențînd negativ calitatea amestecurilor.

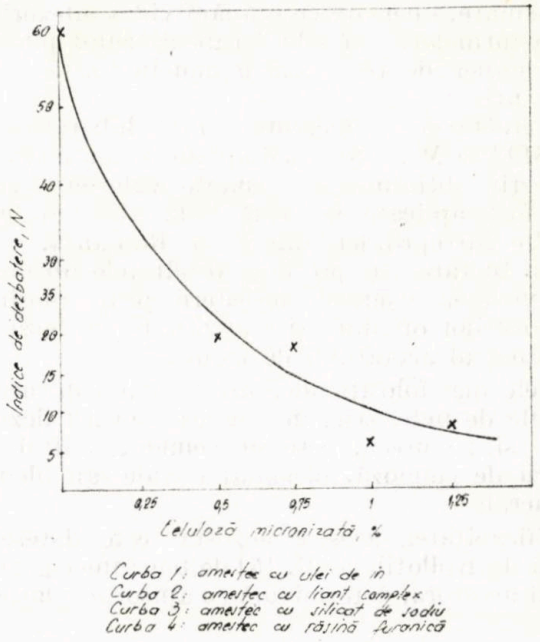


Fig. 2.

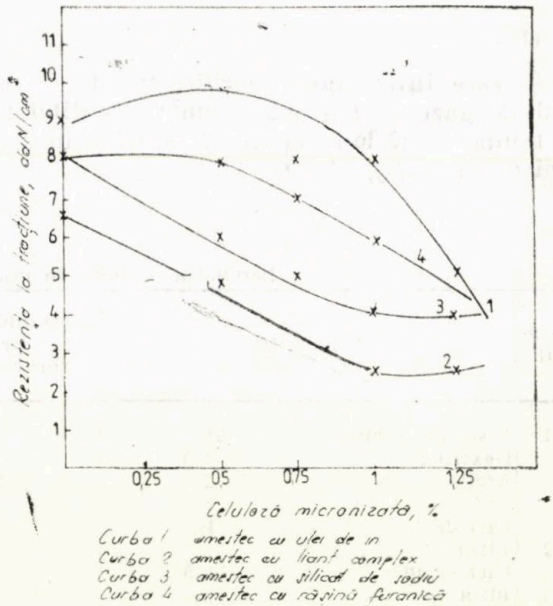


Fig. 3.

În cazul amestecurilor de formare pe bază de silicat de sodiu întărite cu bioxid de carbon, se constată o influență deosebită a adaosului de celuloză încorporat în proporții de 0,5—1 %, asupra capacității de dezbatere a pieselor turnate în forme și miezuri confecționate cu aceste amestecuri (fig. 4).

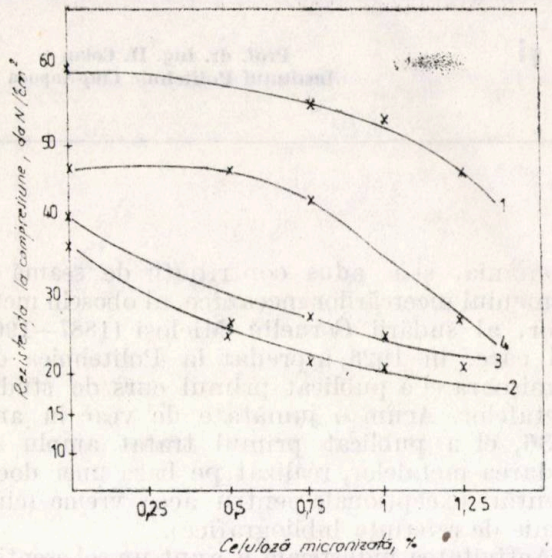


Fig. 4.

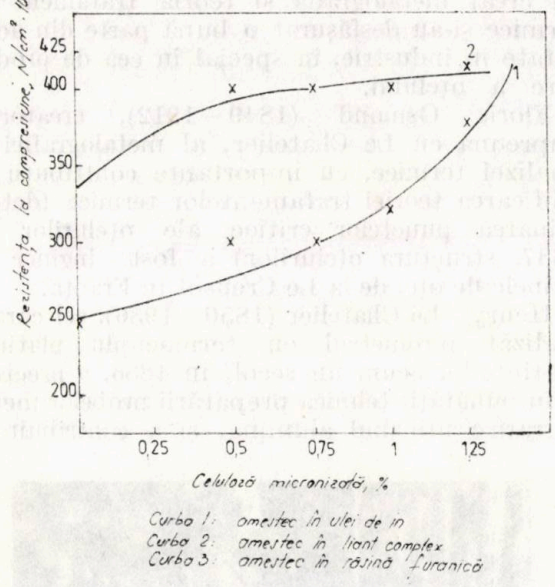


Fig. 5.

Se observă că lucrul mecanic necesar pentru dezbatere coboară de la 60 de lovituri la folosirea silicatului de sodiu pînă la cinci — șapte lovituri la încorporarea a 1 % celuloză micronizată (fig. 4).

În cazul amestecului pe bază de rășini furanice, după cum se arată în figura 5, la folosirea unei proprții de 0,75 % celuloză se reduce manopera cu 50 %.

Asemenea rezultate se reproduc și în cazul amestecurilor de formare cu liantul nou și cu dextrină și ulei de in (fig. 5).

Se constată că adaosul de celuloză micronizată are cea mai mare influență asupra amestecurilor cu silicat de sodiu și asupra celor preparate pe bază de rășini furanice.

Eficacitatea celulozei micronizate s-a dovedit suficient de puternică la adăugarea unei proporții de 0,75 % față de greutatea totală a amestecului.

Experimentările industriale de utilizare a celulozei micronizate și a liantului au fost efectuate prin turnarea de carcase tip MC în greutate de 25 kg prin folosirea noilor tipuri de amestecuri.

Încercările efectuate au demonstrat deplin posibilitatea de aplicare a celulozei micronizate și a liantului vinilic în producția industrială.

BIBLIOGRAFIE

[1] Subbotin, N. A. In: Liteinoie Proizvodstvo, U.R.S.S., 1971, nr. 4. p. 12

[2] Roberts, M.: Self-hardening sodium silicate bonde sands. In: The British Foundryman, Anglia, dec., 1971.

[3] Rocjhier, M. In: Fondeur d'Aujourd'hui, Franța, 1971, nr. 213.

[4] Middleton, J., M., The British Foundryman, Anglia, 1978, nr. 7, 1970.

[5] Kollotilo, D. M. In: Liteinoie Proizvodstvo, U.R.S.S., 1969, nr. 11.

[6] Ferri, R. In: La fonderia italiana, Italia, nr. 9, 1969, p. 144.

[7] Wise, Z. P. In: Foundry Trade Journal, Anglia, 144, nr. 311—283—291.

[9] Haiacova, C.: Brevet Japonia, nr. 4943464.

[8] Novojilov, N. F. In: Liteinoie Proizvodstvo, U.R.S.S., 1974, nr. 6 p—7.

[10] Iușcova, Z. ș.a.: Brevet U.R.S.S., nr. 466934, 1973.

[11] Siacov, V. A., Scelov, A. Is. Zaițev, I. D., Uriac, L. N.: Brevet U.R.S.S, nr. 1920402, 1975.

Momente din istoria studiului metalelor și tratamentelor termice

Prof. dr. ing. H. Colan
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

CZ: 669.054:621.78

Acum o sută de ani, sfîrșitul veacului trecut a constituit o perioadă extrem de rodnică în istoria metalurgiei, perioadă în care s-au pus bazele teoretice și experimentale ale studiului metalelor, ale metalografiei și tratamentelor termice. Réaumur, întemeietorul metalurgiei experimentale prin introducerea experimentului în metalurgie, utilizarea studiului macroscopic, descoperirea grafitizării și a procedeelor de elaborare a oțelului și fontei maleabile (1722), și Sorby, întemeietorul metalografiei prin crearea studiului microscopic (1865), au fost doar pionierii acestei științe a metalelor. Ca și ei, Cernov a descoperit, în anul 1868, punctele critice ale oțelurilor, dînd primele elemente pentru viitoarea teorie a tratamentelor termice.

Între anii 1886 și 1887 se vor înregistra importante cercetări experimentale și mari descoperiri ale unui mare număr de metalurgiști. Perioada se plasează la mijlocul ultimului sfert al secolului al XIX-lea, între elaborarea legii fazelor (Willard Gibbs, 1875) și a teoriei cuantelor (Max Planck, 1900). Legea fazelor, a echilibrului sistemelor eterogene, a fost aplicată la echilibrul fazelor în sistemele metalice, fapt esențial pentru determinarea experimentală și interpretarea diagramelor de echilibru.

După alți 13 ani, 1913 este anul apariției teoriei atomice a lui Bohr și a teoriei cristalizării a lui Tammann, al aplicării difracției razelor X la studiul structurii reticulare de către Max von Laue. Și tot acest an este cel al publicării primelor cercetări metalografice românești, cercetări de analiză termică și asupra cristalizării efectuate de Cristea Nicolescu-Otin (1879—1954) concomitent cu Tammann. Ele au apărut în Publicațiile fondului Vasile Adamachi ale Academiei Române (1910—1913).

Anii de acum un secol erau anii maturității pentru Osmond, Le Chatelier, Roberts-Austen Ledebur, Martens, marii creatori ai științei metalelor. Și întîmplător, tot în acești ani, se nășteau alți iluștri continuatori sau deschizători de drumuri ca: Peter Debye (1884), Niels Bohr (1885), Walter Schottky (1886), Erwin Schrödinger (1887), Pierre Chévenard (1888), Paul Scherrer (1890), Edgar Collins Bain (1891), fizicieni sau metalurgiști, cu contribuții de primă importanță la elaborarea teoriei atomice și electronice a metalelor, a analizei difractometrice și a celei dilatometrice diferențiale sau la descoperirea diagramelor TTT pentru transformările izoterme ale austenitei în oțeluri. În România, și-a adus contribuții de seamă în domeniul încercărilor mecanice, al oboselii metalelor, al sudării Corneliu Micloși (1887—1963) cel care, în 1926, a predat la Politehnica din Timișoara și a publicat primul curs de studiul metalelor. Acum o jumătate de veac în anul 1936, el a publicat primul tratat amplu de sudarea metalelor, realizat pe baza unei documentări excepționale pentru acea vreme (circa o mie de referințe bibliografice).

Activitatea industrială a avut un rol esențial, pentru dezvoltarea științei metalelor. Trebuie remarcat că cea mai mare parte dintre cei care au creat metalografia și teoria tratamentelor termice și-au desfășurat o bună parte din activitate în industrie, în special în cea de producere a oțelului.

Floris Osmond (1849—1912), creatorul, împreună cu Le Chatelier, al metalografiei și analizei termice, cu importante contribuții la edificarea teoriei tratamentelor termice (determinarea punctelor critice ale oțelurilor în 1887, structura oțelurilor) a fost inginer la uzinele de oțel de la Le Creusot în Franța.

Henry Le Chatelier (1850—1936), cel care a realizat pirometrul cu termocuplu platină-platinrodiu acum un secol, în 1886, a precizat și îmbunătățit tehnica preparării probelor metalografice utilizînd alumina, și a contribuit la

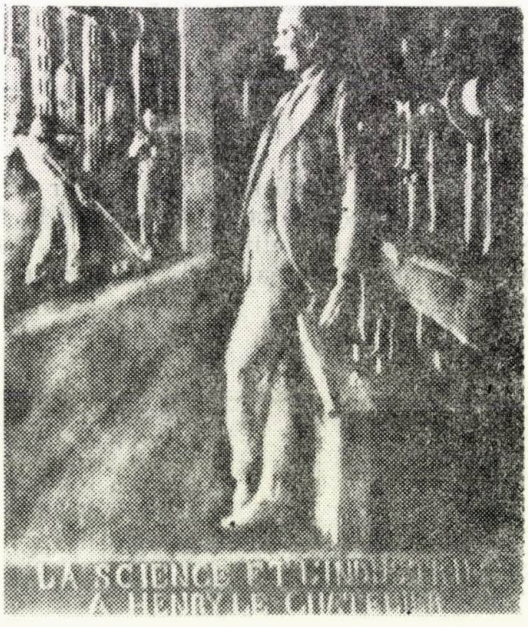
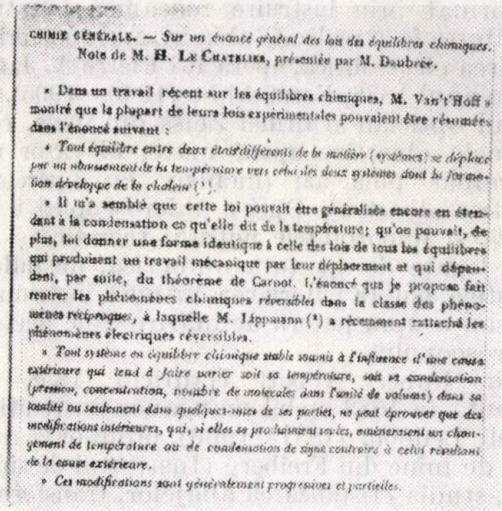


Fig. 1. Henry l.e Chatelier (1850—1936)

perfecționarea construcției microscoapelor metalografice; a fost tot timpul legat de industria metalurgică, chimică și ceramică prin cercetările întreprinse. În anul 1986 s-a împlinit o jumătate de veac de la moartea sa și de la



CHIMIE GÉNÉRALE. — *Sur un énoncé général des lois des équilibres chimiques.* Note de M. H. LE CHATELIER, présentée par M. Daubrée.

« Dans un travail récent sur les équilibres chimiques, M. Van't Hoff a montré que la plupart de leurs lois expérimentales pouvaient être résumées dans l'énoncé suivant :

« *Tout équilibre entre deux états différents de la matière (systèmes) se déplace par un abaissement de la température vers celui des deux systèmes dont la formation développe de la chaleur* (1).

« Il m'a semblé que cette loi pouvait être généralisée encore en étendant à la condensation ce qu'elle dit de la température; qu'on pouvait, de plus, lui donner une forme identique à celle des lois de tous les équilibres qui produisent un travail mécanique par leur déplacement et qui dépendent, par suite, du théorème de Carnot. L'énoncé que je propose fait rentrer les phénomènes chimiques réversibles dans la classe des phénomènes réciproques, à laquelle M. Lippmann (2) a récemment rattaché les phénomènes électriques réversibles.

« *Tout système en équilibre chimique stable soumis à l'influence d'une cause extérieure qui tend à faire varier soit sa température, soit sa condensation (pression, concentration, nombre de molécules dans l'unité de volume) dans sa totalité ou seulement dans quelques-unes de ses parties, ne peut éprouver que des modifications intérieures, qui, si elles se produisaient seules, amèneraient un changement de température ou de condensation de signe contraire à celui résultant de la cause extérieure.*

« *Ces modifications sont généralement progressives et partielles.*

Fig. 2. Legea echilibrelor chimice enunțată de către Le Chatelier

apariția lucrării lui de referință pentru istoria, metodologia și aspectele social-economice ale cercetării: „De la méthode dans les sciences expérimentales", Dunod, Paris, 1936.

În anul 1887 Le Chatelier este numit profesor la École des mines din Paris. Cu trei ani înainte formulase legea generală a deplasării echilibrelor fizico-chimice, lege privind deplasarea unui sistem în echilibru sub influența variațiilor de presiune. Această lege fundamentală a chimiei, prezentată la Academia de Științe în anul 1884, stipulează că, atunci cînd o stare de echilibru chimic este modificată de către o acțiune asupra unuia din factorii ei (temperatură, presiune etc.), deformarea sistemului se face într-un sens, în așa fel încît tinde să contrarieze modificarea inițială. Prin această lege, enunțată ca un principiu, în același sens în care se vorbește de principiile mecanicii sau termodinamicii, Le Chatelier a contribuit ca și olandezul J. H. van't Hoff sau americanul J. W. Gibbs la încheierea formării teoretice a chimiei.

Meritele lui Osmond în crearea științei metalelor sînt unanim recunoscute, cu toate că Henri Clifton Sorby (1826—1908) făcuse la Sheffield primele examinări la microscop privind structura oțelurilor (1865) și publicase „On the Microscopic Structure of Iron and Steel", iar Sir William Chandler Roberts-Austen, profesor la Royal School of Mines, președinte la Iron and Steel Institute, avusese esențiale contribuții la studiul structurii oțelurilor, la stabilirea diagramei fier-carbon, la cercetarea difuziei în metale (aur-plumb). In Enciclopedia britanică se specifică faptul că Osmond, care a stabilit

Fig. 3. Adolf Ledebur (1837—1906)

punctele de transformare și constituenții oțelurilor, poate fi considerat fondatorul metalografiei prin cele două procedee de investigare create: metoda microscopică și analiza termică.

O bună parte din rezultatele obținute au fost rodul unei strînse colaborări între Osmond și Le Chatelier. Determinarea precisă a punctelor critice a fost făcută utilizînd pirometrul inventat de către Le Chatelier. Dar cel mai bun exemplu este crearea bazelor teoriei tratamentelor termice ale oțelurilor, descompunerea austenitei în amestecuri ferito-cementitice cu diferite grade de dispersie (perlita), care s-a elaborat în urma unor îndelungate discuții între ei, în care ideile evoluau progresiv și aproape nu se mai putea stabili paternitatea lor.

Răspîndirea rapidă a pirometrului în toate laboratoarele și în industrie a constituit faptul cel mai important al notorietății lui Le Chatelier în știință, deși principiul său, al echilibrelor chimice, contribuția sa la fondarea metalografiei, a analizei termice, a teoriei structurale a oțelurilor și a tratamentelor lor termice sînt de o și mai mare însemnătate. Succesul unei noi metode de măsură prin realizarea unui nou instrument a depins de două calități: precizia și ușurința de utilizare.

Metalografia microscopică a fost inventată de către Sorby.

Ideea i-a venit după ce dentistul său i-a arătat o tăietură într-un dinte. La metale, lamela neputînd fi suficient de subțire pentru a fi transparentă, a avut ideea de a șlefui o suprafață și de a o examina prin reflexie după un ușor atac chimic. A făcut și primele fotografii asupra structurii microscopice a oțelurilor industriale. Atunci, în 1865, nici un savant, nici un industriaș nu a înțeles interesul și importanța aces-

tei descoperiri a lui Sorby. Nici chiar în anul 1908, cu ocazia morții sale, această invenție care, de atunci i-a ilustrat numele nu a fost nici măcar amintită în notița sa necrologică, între meritele sale științifice.

În legătură cu aceasta, este de menționat faptul că descrierea preparării probelor metalografice, cu toate fazele (prelevare, șlefuire, atac chimic ca și studiul cu ochiul liber și interpretarea intensificării atacului) a fost publicată în România în 1848, în periodicul „Dunărea" din Galați, cu șapte ani înaintea cercetărilor lui Sorby.

Peste douăzeci de ani s-au scurs fără să mai fie vorba de metalografia microscopică. Doar Osmond a înțeles importanța metodei și a aplicat-o în laboratoare și industrie. Tehnica acestei științe era însă foarte complicată.

După ce și-a făcut studiile la École Centrale Osmond a fost inginer de oțelărie timp de zece ani, apoi a venit la Paris să-și continue cercetările în laboratoarele de la Sorbona, la chimiștii Troost și Moissan. S-a arătat deja că în diagrama fier-carbon el este autorul unei descoperiri fundamentale : a asimilat perlita cu un eutectic pornind de la austenită, căreia i-a dat și numele în onoarea lui Roberts-Austen. Osmond a arătat, de asemenea, importanța structurii asupra proprietăților mecanice ale aliajelor.

În 1883 Osmond și Werth au publicat teoria celulară a oțelurilor, apoi, în 1894 Osmond a publicat lucrarea sa, de o importanță capitală „Constitution des aciers au carbone", în care apar, pentru prima dată în lume, micrografii de oțeluri de o claritate și calitate perfecte. Metodele de preparare ale lui Osmond au fost perfecționate de către Le Chatelier și de către alți metalurgiști care le-au introdus în industrie.

Osmond instalase în apartamentul său un dispozitiv de preparare a eșantioanelor (tăierea, șlefuirea, spălarea, lustruirea cu oxid de fier) folosind dormitorul, sufrageria și salonul pentru diferitele operații. Apoi, proba era dusă la laborator pentru atac chimic și examinare microscopică.

Le Chatelier a perfecționat metoda, îmbunătățind, în special, lustruirea (fără rizuri) și iluminarea microscopului. A înlocuit mai întii oxidul de fier Fe_2O_3 cu alumina în suspensie, într-un flacon la adăpost de praf, reducînd timpul de lustruire de la trei ore la un sfert de oră.

Pentru iluminarea microscopului, a plasat o diafragmă circulară în focarul imaginii preparatului, eliminînd razele marginale și cele care cad oblic pe suprafața probei. A așezat măsuța în partea superioară, pentru ca, prin simplă punere a probei, suprafața lustruită să fie perpendiculară pe axul optic al obiectivului. În sfîrșit, a dispus sub obiectiv o oglindă la 45° care, printr-o singură mișcare de rotație, dirijează razele la ocular pentru studiul vizual, respectiv la ocularul pentru fotografiere ; aceasta din urmă cerea, astăzi, mai puțin de cinci minute în loc de o oră. Cu toată evoluția și varietatea actuală a modelelor de microscoape metalografice, dispozițiile propuse de către Le Chatelier s-au păstrat.

Obținerea unor suprafețe metalice fără strat deformat prin lustruire mecanică (stratul lui Beilby) a fost realizată abia în anul 1935 prin lustruirea electrolitică, opera lui Pierre A. Jacquet.

În anul 1886, Ernst Abbe (1840—1905), renumitul optician al firmei Zeiss din Jena, realiza primele obiective apocromate, al căror calcul a rămas pînă azi (inclusiv cu hipercorecția pentru albastru). Optica microscopică îi datorează și importantele noțiuni teoretice și practice legate de apertura numerică, de influența acesteia asupra puterii rezolutive a instrumentului sau asupra puterii de mărire utile maxime a microscopului.

Sir Robert Abbott Hadfield (1858—1940) inventa în 1883 oțelul manganos austenitic, iar Adolf Ledebur (1837—1906), profesor la Academia de mine din Freiberg (Institutul de siderurgie), studia cristalizarea aliajelor, transformările de fază, creșterea grăunților de austenită cu temperatura. În anul 1887 publica „Metalele—elaborarea și prelucrarea lor". Ca urmare a importantelor sale lucrări în domeniul fontelor, eutecticul din sistemul metastabil fier-cementită și ledeburita, îi poartă numele. Profesorul a efectuat cercetări și asupra oțelurilor aliate, segregațiilor și impurităților în oțeluri, tratamentelor termice și termochimice, proceselor metalurgice la elaborarea și turnarea metalelor.

În anul 1899, pe baza cercetărilor atîtor metalurgiști, a fost publicată prima diagramă completă fier-carbon de către olandezul Henrik Wilhelm Bakhuis Roozeboom (1854—1907). Se poate considera că începutul secolului al XX-lea (1900) marchează încheierea procesului de formare a studiului metalelor (metalurgiei fizice) ca știință de sine stătătoare, prin determinarea diagramelor de echilibru și crearea teoriei tratamentelor termice, bazate pe apariția teoriilor moderne din fizica metalelor.

BIBLIOGRAFIE

1] Colan, H.: *Cu privire la primele cercetări românești în domeniul metalografiei.* Studii și cercetări de metalurgie. București, Ed. Academiei, 9, 1964, nr. 2, p. 373—382.

[2] Colan, H.: *Știința metalelor în România în prima jumătate a secolului al XX-lea* (1900—1948). In Metalurgia R.S.R,, 34, 1982, nr. 4, p. 208—216.

[3] Colan, H.: *Cunoaștere, experiment și creație în istoria științei metalelor.* In: Cunoaștere, creație și prognoză. Corelația între cunoaștere și creație în istoria și teoria științelor. Filiala Academiei, Cluj-Napoca, 1978, p. 30-46.

[4] Colan, H.: *Aspects de l'histoire de la metallurgie en Roumanie.* Noesis III. Ed. Academiei, București. 1975, p. 85—99.

[5] Colan, H.: *Primele publicații românești în domeniul științei metalelor, metalografiei și tratamentelor termice.* În : Metalurgia R.S.R., 29, 1977, nr. 4, p. 213—218.

[6] Leber, E.: *Adolf Ledebur.* Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1912.

PRIMUL CONGRES INTERNAȚIONAL PENTRU FABRICAREA COCSULUI

În perioada 13—18 septembrie, 1987, a avut loc la Essen-R.F.G. primul congres internațional pentru fabricarea cocsului, organizat de Comisia Europeană pentru Cocserii.

Cele 73 de comunicări au fost prezentate de specialiști din 21 de țări, cele mai multe fiind susținute de R.F.G., țara gazdă (18), R. P. Chineză (11), Japonia (9), Franța (9), Marea Britanie (4), Australia (3), India (3), Belgia (2), restul țărilor prezentînd cîte o comunicare (S.U.A., Canada, Italia, Olanda, Spania, Suedia, Luxemburg, R. P. Polonă, R. S. Cehoslovacă, R. P. Bulgaria, R. P. Ungară și R. S. România).

În cadrul plenarei congresului au fost prezentate șapte comunicări care au tratat problemele de perspectivă sau cele mai actuale aspecte cu care se confruntă industria cocsochimică :

— aprovizionarea industriei cu cocs de furnal pe termen lung ;

— viitorul unui nou sistem de cocsificare ;

— criterii de selectare și pretratare a cărbunilor destinați cocsificării ;

— consumul de energie la fabricarea cocsului ;

— analiza duratei de funcționare a bateriilor de cocsificare cu cuptoare de mare capacitate și costurile acestora în Comunitatea Europeană ;

— compararea procedeelor de recuperare a hidrogenului sulfurat și a amoniacului din gazul de cocserie ;

— asigurarea securității locului de muncă și a protecției mediului înconjurător.

Pe marginea acestor comunicări se desprinde ideea că, în continuare, industriei siderurgice trebuie să i se asigure cocsul, deoarece producerea oțelului pe linia furnal — convertizor va continua să fie dominantă. Consumul specific actual de cocs la furnale va continua să scadă, în special, prin înlocuirea parțială cu praf de cărbune insulflat la gurile de vînt. În același timp, cerințele privind calitatea cocsului vor continua să crească, iar aprovizionarea cu cocs trebuie să fie satisfăcută la prețuri favorabile, într-o mai mare independență de sursele de aprovizionare cu cărbuni, precum și în condiții de economie a energiei la cocsificare, de creștere a productivității și a garanțiilor de protecție a mediului înconjurător.

În continuare, lucrările congresului s-au desfășurat pe secțiuni, corespunzător următoarelor domenii :

— noi cunoștințe asupra mecanismului de carbonizare ;

— introducerea tehnologiilor moderne de cocsificare ;

— condiționarea sau pregătirea șarjei pentru cocsificare ;

— automatizarea și controlul procesului în bateriile de cocsificare ;

— calitatea cocsului și comportarea în furnal ;

— purificarea gazului și recuperarea subproduselor ;

— ameliorarea consumurilor energetice ;

— igiena, securitatea locului de muncă și protecția mediului înconjurător.

Pe linia perfecționării tehnologiei de cocsificare sînt prezentate rezultatele obținute prin următoarele procedee : ștamparea șarjei preîncălzite (la aplicarea industrială în R.F.G. și cercetările fază pilot în R.P. Chineză) ; preîncălzirea șarjei (cercetări efectuate în Spania și Canada) ; introducerea de adaosuri organice reactive — smoală de cocserie sau alte tipuri din industria petrochimică (R.F.G. și R. P. Chineză) utilizarea unor componenți inerți — praf de cocs, cocs petrol și antracit (R. P. Chineză) ; ștamparea șarjei de cocsificare (cercetări la fază pilot în India).

Se prezintă date privind funcționarea bateriilor de cocsificare de la cocseria SOLMER — Franța, precum și rezultate comparative la punerea în funcțiune la USINOR — Franța, în anul 1987 a unei baterii de 55 de cuptoare cu volumul camerei de 59,4 m^3.

Privind economia de căldură, sînt remarcabile analizele efectuate pentru combinarea stingerii uscate cu preîncălzirea șarjei (R.F.G.), precum și aplicarea recuperării căldurii fizice a gazului de cocs la uscarea șarjei de la cocseria OITA — Japonia.

Tendințele actuale privind construcția cuptoarelor de cocsificare se prezintă prin analiza influenței dimensiunilor camerei asupra procesului (R.F.G. și R.P. Chineză), prin experiența obținută la exploatarea cuptoarelor de mare capacitate cu lățimea camerei mărită la cocseriile HUCKINGEN și PROSPER (R.F.G.) și prin conceptul proiectării cocseriei KAISERSTUHL (R.F.G.) cu volumul de 78,9 m^3 (lungimea 18,8 m ; înălțimea 7,63 m și lățimea 610 mm), a cărei productivitate atinge 47,8 t/cuptor.

Automatizarea și controlul procesului sînt prezentate în cadrul comunicărilor susținute de specialiștii din Japonia, R.F.G., Belgia, Olanda și Franța.

Despre presiunea de cocsificare, parametru important al procesului, cu influențe deosebite asupra durabilității cuptoarelor, tratează lucrările prezentate de specialiștii din S.U.A. și Marea Britanie, propunînd și o relație de calcul pentru forța aplicată la descărcarea pilotului din cameră.

Caracterizarea cocsului și, în special, prognozarea rezistenței pe baza calității cărbunilor este reprezentată de cercetările și rezultatele obținute de Franța, R.P. Chineză și Japonia.

De asemenea, se prezintă date pentru evaluarea degradării cocsului (Japonia) și a efectului dat de conținutul de alcalii asupra rezistenței cocsului (Suedia, R.F.G.).

Importanța congresului constă în confruntarea ideilor, cunoștințelor și rezultatelor obținute în cadrul cercetărilor sau aplicării acestora la scară industrială.

Din lucrările și temele dezbătute în congres se poate conchide că, deși în ultimele două decenii, la fabricarea cocsului s-au obținut importante progrese tehnologice, în perspectivă există încă potențiale căi de perfecționare, ceea ce ar trebui să ducă la dezideratul independenței calității cocsului de caracteristicile cărbunilor folosiți.

Materialele prezentate la congres sînt cuprinse în trei volume : volumul I — 25 articole ; volumul II — 28 articole ; iar volumul suplimentar 20 articole.

Volumul I

Lucrări introductive

A_1. Industria siderurgică depinde, de asemenea, de asigurarea cu cocs de furnal pe termen lung.
— Tehnologia furnal/convertizor cu oxigen continuă să domine (R.F.G.)

A_2. Producția de cocs de furnal poate fi asigurată pe termen lung în mod economic și în condiții de protecție a mediului.
— Realizarea unui nou sistem de cocsificare (R.F.G.)

Teme generale ale Comitetului European pentru cocserii

B_1. Fabricarea cocsului de furnal la Italsider. Criterii de selecție și pretratare a componentelor șarjei (Italia)

B_2. Consumul de energie în fabricarea cocsului (Anglia)

B_3. Durata de viață a cuptoarelor înalte de cocsificare în Europa (Belgia)

B_4. Comparația proceselor de desulfurare și dezonionicare a gazului de cocs (R.F.G.)

B_5. Cercetări comune pentru îmbunătățirea condițiilor de securitate și sănătate a muncii și protecția mediului în industria de producere a cocsului in Piața comună (Franța)

Calitatea cocsului și comportarea acestuia în furnal

C_1. Estimarea degradării cocsului în furnal prin analiza prafului de cocs din zona inertă (Japonia)

C_2. Caracterizarea comportării cocsului în furnal prin natura cocsului nereactiv (Franța)

C_3. Evoluția calității cocsuluișsi îmbunătățirea performanței în funcționare a unui furnal de 2000 m^3, (Australia)

C_4. Comportarea cocsului metalurgic la 2 000°C (Japonia)

C_5. Cocsul de furnal și rezistența acestuia în mediu alcalin (Anglia)

C_6. Efectele chimice și fizice ale mediului alcalin asupra cocsului de furnal (Suedia)

Noi tendințe în mecanismul de carbonizare

D_1. Dezvoltarea unui model de cocsificare forțată (R.F.G.)

D_2. Observații în procesul de carbonizare, asupra cărbunelui și estimarea calității cocsului pe lățimea camerei de cocsificare prin tomografie computerizată (Japonia)

D_3. Influența factorilor și funcțiile procesului de devolatilizare a șarjei (Polonia)

D_4. Aplicarea analizei prin curba diferenței termice și prin curba termogravimetrică la cercetarea procesului de carbonizare (Bulgaria)

D_5. Proprietățile importante ale cărbunilor bituminoși care influențează procesul de carbonizare (R. S. Cehoslovacia)

D_6. Un nou sistem pentru desemnarea calității cocsului (Japonia)

Pregătirea șarjei

E_1. Evaluarea cărbunilor cocsificabili (Japonia)

E_2. Studiu privind mecanismul de cocsificare a cărbunelui și gudronului de huilă, (China)

E_3. Îmbunătățirea calității cocsului folosind cărbuni canadieni (Canada)

E_4. Un nou proces combinat de producere a cocsului care îmbunătățește proprietățile alcaline ale cocsului de furnal (China)

E_5. Studiu privind preîncălzirea cărbunelui (Spania)

E_6. Încărcarea stampată a cărbunilor indieni, studii la oțelăria Tata (India)

Volumul II

Rezultatele tehnologiei moderne de producere a cocsului

— Funcționarea cuptoarelor de mare capacitate și noi tehnologii de cocsificare

F_1. Proiectul camerelor înalte de cocsificare (R. P. Chineză)

F_2. Măsurarea deflecției încălzirii pereților unei baterii de cocsificare și importanța sa (S.U.A.)

F_3. Experimentări cu funcționarea camerelor de cocsificare de mare volum și capacitate sporită care creează baza planificării la noua cocserie Kaisertuhl (R.F.G.)

F_4. Performanețele atinse de cocseria Solmer privind productivitatea, regularitatea și calitatea după 13 ani de funcționare (Franța)

F_5. Tehnologia de încărcare stampată Saarberg — ultimele dezvoltări și aplicații (R.F.G.)
F_6. Cocsul brichete „Ancit" și cocsul brichete amestecat obținut prin brichetarea la cald (Luxemburg)

Rezultatele tehnologiei moderne de producere a cocsului. Automatizarea, controlul și urmărirea procesului

G_1. Conducerea unei cocserii mai vechi prin tehnologie și informații moderne (Olanda)
G_2. Strategia de optimizare a încălzirii bateriilor de cocsificare și primele rezultate ale funcționării acesteia (R.F.G.)
G_3. Controlul procesului la o baterie de cocsificare mare și rezultatele în economisirea forței de muncă (Japonia)
G_4. Selecția de date privind controlul și funcționarea încălzirii unei noi baterii de cocsificare (Franța)
G_5. Progrese în controlul automat al cocseriei (Japonia)
G_6. Controlul îmbunătățit al camerelor de cocsificare (Belgia)

Securitatea muncii și sănătatea. Protecția mediului

H_1. Securitatea muncii, sănătatea și protecția mediului la cocserii (R.F.G.)
H_2. Prevenirea accidentelor și protecția sănătății — o strategie victorioasă (Australia)
H_3. Progrese în controlul poluării aerului în cocserii (Franța)
H_4. Impactul cu mediul la descărcarea camerelor de cocsificare.
— Date experimentale și teoretice (Anglia)
H_5. Reducerea nivelului de oxizi de azot în gazul evacuat din camerele de cocsificare (Japonia)
H_6. Desprăfuirea cocsului la stingerea uscată (R.F.G.)

Epurarea gazului de cocs și recuperarea subproduselor

I_1. Purificarea gazului de cocs la cocseria Sollac (Franța)
I_2. Noile instalații de desulfurare a gazului de cocserie la Cocseria Linz (R.F.G.)
I_3. Măsurarea variabilelor descriptive de proces ca o premisă a automatizării la o uzină de subproduse chimice de la cocserie (R.F.G.)
I_4. Producerea gazului natural din gazul de cocs la Combinatul OSAKA — SOKAI (Japonia)
I_5. Studii privind utilizarea smoalei de cocserie (R.S. România)

Îmbunătățirea consumului de energie

K_1. Influența economică a energiei asupra producției de cocs (Franța)
K_2 Recuperarea căldurii din gazul de cocs brut (Japonia)
K_3. Combinarea răcirii uscate a cocsului cu preîncălzirea cărbunelui folosind aburul recuperat (R.F.G.)
K_4. Utilizarea energiei de la stingerea uscată a cocsului (R. P. Ungară)
K_5. Economisirea de energie și îmbunătățirea protecției mediului înconjurător în instalațiile de recuperare a subproduselor. De la tradiție la modernizare (R. P. Chineză)

Volum suplimentar

Calitatea cocsului și comportarea lui în furnal

I_1. Măsurarea rezistenței cocsului (Australia)
I_2. Comportarea cocsului prin folosirea magnetitei litonifere în furnal (R. P. Chineză)
I_3. Prevederea proprietăților cocsului din caracteristicile cărbunilor cocsificabili chinezești (R. P. Chineză)

Noi cercetări ale mecanismului de carbonizare

II_1. Rolul conținutului de inertinit și al hidrogenului volatil în gudronul cărbunelui la carbonizare (R. P. Chineză)
II_2. Proprietățile cocsului și mecanismul cocsificării în procesele de preîncălzire și stampare (R. P. Chineză)
II_3. Formarea compușilor chimici din gudron la temperaturi înalte

Condițiile șarjei de cocsificare

III_1. Rezistența mai mare a cocsului prin aditivarea componenților reactivi la amestecul cărbunilor de cocsificare (R.F.G.)
III_2. Practica de selecționare și amestecare a cărbunilor la Cocseria USINOR (Franța)
III_3. Eforturile de îmbunătățire a calității cocsului obținut din cărbunii cu conținut ridicat de cenușă și fluiditate scăzută din India (India)
III_4. Influența unui nou proces de cocsificare prin combinarea tehnicilor ADA și CBC asupra calității cocsului (R. P. Chineză)

Performanța superioară a bateriilor cu camere înalte

— Noi tehnologii de cocsificare
IV_1. Influența dimensiunii camerei asupra costului construcției bateriilor de cocsificare (R.F.G.)
IV_2. Studiu CRE asupra presiunii de cocsificare și probleme la deservirea camerelor (Anglia)

IV_3. Mecanismul topirii minereului prin tolosirea cocsului cu var şi unele probleme în producţia cocsului cu var (R. P. Chineză)

Automatizarea şi monitizarea controlului

V_1. Sistem de măsurare a temperaturii pereţilor camerelor de cocsificare fără contact (R.F.G.)

V_2. Controlul poziţionării maşinilor de deservire a bateriilor acţionate cu curent alternativ trifazic (R.F.G.)

Protecţia mediului înconjurător şi securitatea muncii

VI_1. Tratarea apei reziduale din cocserii prin tehnica filmului de apă biologic activat cu carbon (R. P. Chineză)

Epurarea gazului şi recuperarea subproduselor

VII_1. Utilizarea largă a uleiului absorbant la concentrarea benzenului (R. P. Chineză)

VII_2. Cazuri de deteriorare a bateriilor de cocsificare şi recomandări care rezultă din acestea pentru selecţionarea şi pregătirea acestor materiale în instalaţiile cocsochimice (R.F.G.)

VII_3. Recuperarea produselor chimice cu valoare adăugată din cărbune în condiţiile din India (India)

VII_4. Dehidratarea gazului de cocs pentru transmiterea prin conducte (Franţa)

Ing. C. Novac *M.I.M.*
şi ing. P. Albăstroiu *ICEM*

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 12, 1987

Prognozarea structurii topiturilor din sistemul SiO_2—B_2O_3 cu ajutorul modelării pe calculator, p. 1 — Analiza inexactităţilor în literatura care tratează termodinamica soluţiilor, p. 5 — Calculul volumului zonelor de ardere în cuptoarele cu cuvă, p. 12 — Studierea proprietăţilor metalurgice ale aglomeratului metalizat parţial în procesul de sinterizare, p. 14 — Stabilirea parametrilor hidrodinamici ai fluxului deschis de fontă topită în condiţii naturale, p. 19 — Caracterul interacţiunii jetului subsonic cu topitura care iese din duza lăncii mobile, p. 29 — Precipitarea fazei metalice în zgurele de convertizor, p. 33 — Temperatura zonei de reacţie la suflarea oxidantă a topiturii crom-nichel, p. 35 — Îndepărtarea oxigenului din metal la dezoxidarea cu unele elemente şi aliaje complexe, p. 38 — Alegerea unei legi optime de măsurare a vitezei la laminarea pe un laminor reversibil p. 44 — Examinarea stării de deformare a semifabricatului la răsucirea într-un conteiner închis, p. 45 — Examinarea modificării formei şi a repartizării reducerilor între cilindri la laminarea semifabricatelor într-un calibru închis tip ladă, p. 49 — Calculul şi aproximarea curbelor de consum specific a energiei la laminare, p. 51 — Probleme privind proiectarea tehnologiei de laminare a tablei, p. 54 — Cercetarea parametrilor de forţă ai laminării şi a modificărilor formei în caja universală reversibilă, p. 58 — Studierea parametrilor cinematici ai interacţiunii de contact al metalului cu cilindrul de laminare, cu ajutorul modelării matematice a curgeri viscoplastice, p. 63 — Modificarea formei capetelor semifabricatelor în cilindrii verticali ai slebingului, p. 68 — Studierea deformării la laminarea sîrmelor în calibrul finisor cu patru cilindri, p. 73— Structura şi proprietăţile mecanice ale aliajului rezistent la coroziune 36NHTilu, durificat prin precipitare, p. 77 Studierea caracteristicilor electrice şi magnetice ale oţelurilor din pulberi, p. 80 — Formarea jeturilor de gaze la prelucrarea prin explozie şi influenţa acestora asupra structurii aliajelor de fier, p. 84 — Cercetări metalografice privind materialele sinterizate antifricţiune pe bază de fier, p. 91 — Nitrurarea camerelor de înaltă presiune executate din oţeluri rapide, p. 95 — Durificarea şi rezilienţa sîrmei din oţel deformate la rece, p. 98 — Modificările de structură şi durificarea oţelului 10H12N20M3T3 la îmbătrînire, p. 102 — Procesele termice care au loc la pregătirea prin barbotare a lianţilor şi suspensiilor din etilsilicaţi, p. 105 — Influenţa asupra transportului de căldură în cristalizarea proprietăţilor termofizice ale zgurei şi ai coeficienţilor de conductibilitate termică a pereţilor cristalizorului, p. 109 — Utilizarea metodelor de planificare a experimentului la cercetarea cîmpurilor de temperatură în încărcătura cuptorului cu clopot, p. 113 — Stabilirea solicitărilor termoelastice în căptuşeala camerei de ardere, p. 118 —Procedeu de construire a unui model autoreglabil al proceselor tehnologice conduse, p. 122 — Cercetarea cineticii de topire a prealiajului cu metale de pămînturi rare la microalierea oţelului în procesul de turnare p. 126 — Fisuri la cald la încărcarea prin sudură a cilindrilor de sprijin din oţel 9HF, p. 132 — Stabilirea unei componenţe optice a brigăzii complexe în industria de ţevi laminate, p. 135 Optimizarea repartizării resurselor de energie între furnale, p. 138 — Studierea proprietăţilor prafului cu conţinut de grafit din secţiile cu melanjoare, p. 142 — Adsorbţia gazelor reducătoare în cazul existenţei unui proces chimic la suprafaţă, p. 144 — Model de interacţiune a metalului cu căptuşeala la suflarea cu argon în oală, p. 145 — Studierea regimului de tensionare a benzilor la laminorul continuu de profile uşoare, p. 146 Algoritm de comandă a încălzirii metalului, p. 147 — Cercetarea experimentală a caracteristicilor dinamice ale pirometrului cu radiaţie cu manta de carbură de siliciu, p. 154 — Sistem de încălzire a metalului, prin impulsuri p. 150 — Comanda jetului la recircularea produselor de ardere, p. 151 — Modificarea fluxului de căldură la lance pe parcursul suflării oxidante a oţelului inoxidabil în cuptorul electric cu arc, p. 153.

ÎMBUNĂTĂȚIREA TEHNOLOGIILOR ȘI INSTALAȚIILOR DESTINATE TOPIRII FONTELOR ÎN TURNĂTORII

În Organizarea Comisiei Naționale de Turnătorie, din cadrul secției Sectoare Calde-CNIT, în perioada 19—20.11.1987 a avut loc la Întreprinderea UNIO Satu Mare o Consfătuire tehnico științifică, care a dezbătut problema reducerii consumului de combustibil și energie la elaborarea fontelor turnate în piese.

Alegerea locului de desfășurare a acestei consfătuiri, la care au participat peste 150 de specialiști din majoritatea turnătoriilor de fontă, a fost determinată de rezultatele bune obținute în acest domeniu de către colectivul Intr. UNIO Satu Mare, cu preocupări constante în perfecționarea tehnologiilor de elaborare a fontelor în cubilou [1] și cuptoare electrice cu inducție precum și în ceea ce privește tehnologiile de modificare.

În cadrul primei părți a consfătuirii, au fost abordate problemele elaborării fontei în cubilou, îndeosebi în ceea ce privește găsirea unor modalități de ameliorare a parametrilor tehnologici, în condițiile utilizării cocsului mărunt, de slabă calitate. În acest sens, la Intreprinderea UNIO Satu Mare, au fost efectuate mai multe schimbări în construcția și alimentarea cu aer a cubiloului, în baza unui program realizat în cadrul unei colaborări între Institutul Politehnic București și Intreprinderea UNIO Satu Mare în urma cărora au fost obținuți parametrii buni în funcționarea acestui agregat.

Astfel, din lucrările prezentate de către reprezentanții Intr. UNIO Satu Mare și I.P.B., au reieșit atît rezultatele obținute cît și măsurile care au dus la acestea. În condițiile utilizării unui cocs mărunt (40...80 mm), de calitate scăzută, sînt obținute în cubilou fonte cu temperatura cuprinsă în limitele 1250...1420°C, la un consum de cocs de 158 kg/t, fontă lichidă, față de 126 kg/t fontă lichidă cît se realizează cu un cocs de foarte bună calitate. La o producție de piese, în a cărei structură este preponderentă fonta cu grafit nodular, se realizează un coeficient mediu de scoatere de circa 60%, astfel că consumul total de cocs, de slabă calitate, ajunge la 273 kg/t piese bune față de max. 220 kg cît se realizează la un cocs foarte bun.

La un cubilou cu diametrul mediu de 800 mm, se realizează în prezent o productivitate de ordinul 2,8 t/h față de 3...3,5 t/h la un cocs foarte bun.

Deși pe ansamblu, parametrii tehnologici ai cubiloului sînt înrăutățiți în raport cu situația în care se utiliza cocs de turnătorie de bună calitate, s-a apreciat că rezultatele obținute în condițiile cocsului de slabă calitate sînt totuși remarcabile, în raport cu multe alte turnătorii din R.S.R.

La aceste rezultate au dus mai multe măsuri de natură organizatorică, schimbări în construcția cubiloului, revizuirea în întregime a concepției privind alimentarea cu aer a cubiloului, găsirea unor tehnologii de modificare cu consum scăzut de energie. S-au luat în considerare o serie de schimbări în desfășurarea proceselor de ardere și de circulație a gazelor, în condițiile micșorării granulației cocsului [2].

Astfel, cubiloul prezentat este caracterizat printr-un profil interior dublu tronconic (∅ 600 mm la creuzet și ∅ 500 mm la gura de încărcare, cu o creștere a diametrului în zona de topire la 1100 mm), ceea ce asigură o alimentare mai bună cu gaze a coloanei de încărcătură și o eliminare a pericolului agățării [1]. În aceste condiții, a fost posibilă realizarea unui indice al capacității de încălzire a încărcăturii la partea superioară a cubiloului la valori mari (LCP = 0,74 la un cocs bun, respectiv 0,85—1,0 la un cocs slab, la care scade productivitatea) [3].

O atenție deosebită este acordată pregătirii încărcăturii, asigurîndu-se o cîntărire a tuturor componentelor, o sortare a cocsului, astfel încît să se utilizeze numai cocs omogen dimensional (chiar dacă este mărunt), porțile fiind relativ mici (250 kg materiale metalice) [4].

Schimbări de substanță au fost realizate în ceea ce privește sistemul de alimentare cu aer, ai cărui parametri au fost aduși la valori considerate corespunzătoare cocsului mărunt cu rezistență scăzută și valori ridicate ale reactivității și cenușii. În acest sens, se utilizează o suflantă pentru alimentarea cu aer, de construcție specială [4], ce asigură presiuni ridicate (pînă la 1750 mm colH_2O), necesare condițiilor de funcționare a cubiloului. Sistemul de alimentare cu aer este caracterizat prin prezența a două rînduri de guri de aer, acest sistem dînd rezultate mai bune și în cazul cocsului de furnal [5], [6], [7]. Deși alimentate de la aceeași suflantă, cele două rînduri pot fi reglate independent, printr-un sistem de șublere. Pe ambele rînduri sînt montate diafragme pentru măsurarea debitului și presiunii aerului, iar pe cele două tobe de aer sînt amplasate manometre pentru controlul presiunii aerului. Se subliniază faptul că la aceste cubilouri există un control riguros al debitului și presiunii aerului, reglate permanent în funcție de încărcătura cubiloului, condiție esențială pentru utilizarea acestui cocs.

Cantitățile de aer stabilite independent pentru fiecare rînd, precum și valorile mari ale presiunii de alimentare, respectiv vitezele mari de pătrundere în cubilou asigură o valorificare superioară a căldurii [4].

Pe de altă parte, în vederea valorificării superioare a fontei obținute în aceste condiții, au fost realizate, în cadrul aceleiași colaborări I.P.B.— Intr. UNIO Satu Mare mai multe tehnologii de modificare și tratare complexă a fontelor.

În cadrul consfătuirii au fost prezentate două astfel de tehnologii : a) utilizarea oalei de modificare acoperită cu bazin, la care scăderea temperaturii la modificare nu depășește 40°C iar gradul de asimilare al magneziului este depește 70%; b) un sistem complex de tratare a fontei în flux continuu, ce asigură, la o singură trecere, operații de desulfurare-modificare postmodificare, pentru cantități de pînă la 2 t fontă, scăderea totală a temperaturii fiind sub 70°C.

Materialele prezentate, discuțiile care au urmat precum și urmărirea pe viu, în turnătorie, a funcționării cubilourilor au condus la evidențierea necesității unui control riguros al alimentării cu aer a cubiloului, fiind obligatorii măsurarea și urmărirea permanentă a acestor parametri. În plus, este necesară stabilirea unor valori bine determinate pentru debit, presiune, viteză de alimentare, separat pentru fiecare rînd de guri de aer. Avînd în vedere faptul că în prezent (la I.P.B.) există un program de optimizare a alimentării cu aer a cubiloului, adaptat condițiilor utilizării cocsului mărunt, există posibilitatea reglării parametrilor acestui sistem la multe din cubilourile existente, în baza analizei riguroase a parametrilor constructivi și funcționali actuali ai cubilourilor.

În cadrul consfătuirii au fost ridicate o serie de probleme care își așteaptă rezolvarea într-un timp cît mai scurt : urgentarea dotării turnătoriilor cu aparate de măsură și control ; găsirea unei utilizări cocsului foarte mărunt, care se acumulează în proporții îngrijorătoare în turnătorii și care grefează norma de consum ; asigurarea, la producătorul de cocs pentru turnătorie, a unei aprovizionări cu cărbuni adecvați acestui tip de cocs, complet diferit față de cel pentru furnal și care impune alte tipuri de cărbuni ; norma de consum trebuie corelată cu calitatea cocsului, deoarece chiar la o funcționare foarte bună a cubiloului, consumul de cocs mărunt, de slabă calitate nu poate fi scăzut sub 160—170 kg/t fontă lichidă, respectiv sub 250 — 280 kg/t.p.b. ; conținutul ridicat de sulf ridică o serie de probleme la obținerea multor categorii de piese ; urgentarea construcției recuperatoarelor de căldură cu bile ceramice, proiectate de ICSITPSCM Fliliala Cluj-Napoca, acest colectiv fiind specializat în proiectări și reproiectări de cubilouri și avînd sarcini în acest sens. Programul de adaptare a sistemului de alimentare cu aer a cubiloului la condițiile utilizării cocsului mărunt realizat de către I.P.B.— Intr. UNIO Satu Mare a fost pus la dispoziția proiectantului, putînd fi utilizat pentru ameliorarea funcționării cubilourilor din R.SR.. Pe de altă parte, mai multe lucrări publicate în revista Metalurgia în ultimii ani [1—7] aduc o serie de date privind schimbările ce apar în cadrul

proceselor din cubilou sub acțiunea calității cocsului și a sistemului de alimentare.

Cea de a doua parte a consfătuirii a abordat problema elaborării fontelor în cuptoare cu inducție. Lucrările prezentate din partea proiectanților de astfel de cuptoare și a tehnologiilor respective (ICSITPSC) precum și din partea altor colective cu preocupări în acest domeniu (I.P.B., I.D.E.B., multe întreprinderi utilizatoare) au evidențiat o serie de măsuri menite să ducă la reducerea consumului specific de energie. Astfel, au fost dezbătute probleme privind preîncălzirea încărcăturii, perfecționări constructive și funcționale ale cuptoarelor, dezvoltarea utilizării cuptoarelor de medie frecvență, cu variația acesteia, îmbunătățirea calității căptușelii, controlul riguros al tehnologiilor de elaborare a fontelor etc.

De o atenție deosebită s-a bucurat problema extinderii tehnologiei duplex de elaborare a fontelor (cubilou-cuptor cu inducție).

În acest caz se pot valorifica la maximum avantajele fiecărui tip de cuptor, îmbinîndu-se capacitatea mare de topire a cubiloului cu randamentul ridicat la supraîncălzire al cuptorului cu inducție. În aceste condiții consumul cumulat de energie scade de la peste 0,9 t c.c/t.f în cazul utilizării separate a celor două cuptoare la valori sub 0,6 t c.c/t. fontă la sistemul duplex. O perfecționare a acestui sistem ar consta în realizarea unui cuptor cu inducție cu canal, capabil să realizeze în bune condiții și corectarea compoziției chimice a fontei de cubilou, avînd avantajul unui consum de energie mai scăzut.

Programul adoptat la sfîrșitul consfătuirii a cuprins principalele măsuri menite să ducă la adaptarea în cel mai scurt timp a cubilourilor la utilizarea cocsului cu granulație mai scăzută precum și a cuptoarelor cu inducție la reducerea consumului de energie. Îndeosebi în ceea ce privește perfecționarea cubiloului, o mare contribuție au adus-o preocupările și realizările de la Intr. de Utilaj minier UNIO Satu Mare, experiența de la această întreprindere putînd fi preluată și de către alte întreprinderi producătoare de fonte, îndeosebi a celor modificate, de înaltă calitate.

Pentru a doua oară în ultimii ani (prima întîlnire la UNIO — mai 1984), colectivul acestei întreprinderi a fost în măsură să prezinte realizările notabile în domeniul elaborării fontelor.

Prof. dr. ing. L. Sofroni
și dr. ing. I. Ripoșan
I. P. B.

REVISTA REVISTELOR

Iz. VUZ—Ciornaia metallurghia, U.R.S.S., nr. 1, 1988

Influența unor factori asupra vitezei de dezintegrare termocatalitică a CO, p. 1 — Influența tratamentului termic și a compoziției oțelurilor pentru rotoare asupra solubilității hidrogenului, p. 4 — Cercetarea proprietăților aglomeratului cu bazicitate diferită, p. 7 — Interacțiunea de sorbție în straturile cu permeabilitate care se modifică pe înălțime, p. 10 — Formarea de emanații nocive la umplerea oalei cu fontă lichidă, p. 13 — Influența rotirii topiturii asupra formării jetului la turnarea directă a oțelului, p. 17 — Modificarea regimului termic de turnare continuă a oțelului combinată cu vidarea acestuia în flux, p. 19 — Particularitățile formării spinelului în zgurele cu conținut de vanadiu la suflarea pulsatorie, a fontei, p. 21 —Dezoxidarea zgurei Martin finale cu materiale secundare cu conținut de carbon, p. 25 — Topirea deșeurilor în regim de difuzie, p. 31 — Influența morfologiei incluziunilor nemetalice asupra proprietăților oțelului de la ambutisarea adîncă, p. 35 — Efectul de afinare al filtrării oțelului dezoxidat cu mangan, p. 39 — Analiza statistică a influenței factorilor asupra formării defectului tip „Coronar", p. 44 — Particularitățile crinderii benzilor înalte ca rezultat al pondițiilor de frecare la contactul metalului cu scula, p. 48 — Calculul compresiunii locale a suprafeței cilindrilor de lucru în focarul de deformare la laminarea benzilor, p. 51 — Metoda de măsurare a dilatației termice a tăbliei cilindrului în cajele laminorului de benzi late, p. 56 — Alcătuirea unui traseu rațional de deplasare a cilindrilor de laminare pe cajele laminorului, p. 59 — Cercetarea experimentală a stării de tensiune — deformarea sculei la laminarèa pieselor dințate, p. 63 — Profilarea rațională a cilindrilor de lucru și de sprijin de la cajele cu patru cilindri, p. 67 — Influența parametrilor tehnologici ai procesului de fabricație a profilelor laminate asupra decarburării oțelurilor de scule, p. 72 — Utilizarea comună a redactorului machetă de documente și a SUBD „KVANT-M" la minicalculatorul electronic SM—4, p. 78 — Analiza cîmpului de temperatură la presarea D16 cu acțiunea activă a forțelor de frecare, p. 82 — Analiza parametrilor geometrici și cinematici ai laminorului cu cilindri în formă de discuri cu focar simetric de deformare, p. 85 — Optimizarea compoziției ligaturilor pe bază de feronichel, p. 90 — Difuziunea în sistem liniar neordonat și modelarea pe calculator electronic, p. 94 — Structura și proprietățile oțelului rapid molibden-vanadiu cu aluminiu, p. 101 — Influența scandiului asupra proprietăților oțelului 35 HGSL în stare lichidă și în stare solidă, p. 105 — Influența acoperirilor electroizolatoare asupra stabilității termice a pierderilor magnetice specifice a oțelului anizotropic electrotehnic, p. 108 —Calcularea tensiunilor de călire ținînd seamă de plasticitatea transformărilor și a influenței tensiunilor asupra cineticii de descompunere a austenitei, p. 111 — Intocmirea experimentală a diagramelor de călire cu laser a oțelurilor de scule, p. 116 — Calcularea indicatorilor de cristalizare a aliajelor soluțiilor solide, p. 121 — Calcularea parametrilor de solidificare dirijată a pieselor turnate la încălzirea electrică directă a metalului, p. 124 — Regimul de gaze al barelor, p. 128 — Cercetarea adîncimii de pătrundere a variațiilor temperaturilor la încălzirea rapidă prin impulsuri a sleburilor mari, p. 132 — Soluționarea problemei de identificare a parametrilor modelelor schimbului exterior de căldură în cuptoarele de încălzire, p. 135 — Viteza de eliminare a particulelor zburătoare orizontal în curentul ascendent de gaze, p. 139 — Model dinamic distributiv al schimbului de căldură în cuptorul cu cuvă, p. 143 — Algoritm de succesiune optimă a încărcării încărcăturii în compartimentul cuptoarelor adînci, p. 146 —Eliminarea funinginii la conversiunea la

temperaturi înalte a combustibilului lichid, p. 149 — Optimizarea graficelor anuale de reparații curente, p. 151 — Utilizarea modelării de imitație în conducerea operativă a livrărilor, p. 154 — Probleme actuale ale controlului calității produselor siderurgice și căi de soluționare a acestora, p. 159 — Calcularea productivității mașinilor de turnare continuă a semifabricatelor, p. 162 — Metodă de cercetare a interacțiunii curentului de gaze și de praf cu baia lichidă, p. 163 — Cercetarea compoziției concentratelor și a peletelor de Lebedinsk și Kacikanarsk, p. 164 — Aglomerarea concentratelor de mangan prin sinterizarea la temperaturi înalte, p. 165 — Model matematic de cristalizare a lingourilor de oțel în condițiile convecției termice și a deplasării fazei solide, p. 166 — Creșterea rezistenței oțelului carbon prin modificarea cu seleniu și telur, p. 167 — Comanda automatizată a procesului tehnologic de elaborare a oțelului, p. 168 — Calculul fără iterație al parametrilor energetici și de forță ai procesului de laminare asimetrică, p. 169 — Nitrurarea rapidă a oțelului austenitic, p. 171 — Particularitățile termodinamice ale formării carburii de niobiu în topiturile de fier-crom- carbon, p. 172.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 1, 1988

Cărămizi din beton cu conținut de corindon și carborund pe bază de liant din sticlă solubilă, p. 4 — Formarea structurii refractarelor periclazocarbonice la temperaturi înalte, p. 10 — Proprietățile fizico-tehnice și fiabilitatea paharelor de cuarț de la mașinile de turnare continuă a semifabricatelor, p. 13 — Rezistența de hidratare a oxidului de calciu, p. 16 — Rezistența electrică a carburii de siliciu aliat cu azot și a produselor din acesta, p. 20 — Determinarea ponderii masice a oxidului de fier în silicatul de aluminiu și în cărămizile finite, pe aparatul BARS-3, p. 22 — Produse periclazocarbouice pentru cuptoarele electrice, p. 23 — Obținerea oxidului de magneziu și a refractarelor periclazice din bișofit din zăcământ de Volgogradsk, p. 27 — Mecanizarea lucrărilor manuale în depozitele cu produse finite ale combinatului Magnezit, p. 31 — Asimilarea în condiții industriale a presei hidraulice DAO540 cu forța de 10 MN, p. 37 — Perfecționarea cîntăririi prin utilizarea unor balanțe tensometrice electronice, p. 40 — Recondiționarea și durificarea pieselor cu uzură rapidă din industria refractarelor, p. 41 — Modelul fizic al ruperii termice a betoanelor refractare, p. 44 — Torcretarea cu flacără — domenii de utilizare, p. 52 — Comportarea refractarelor din mulit și corindon în partea centrală a bolții cuptoarelor electrice cu arc de capacitate mare, p. 56 — Utilizarea energiei microundelor la uscarea și arderea ceramicii, p. 60.

RECENZIE

FONTE ALBE REZISTENTE LA UZURĂ

Prof. dr. ing. L. Sofroni, dr. ing. I. Riposan, dr. ing. I. Chira
Editura tehnică, București, 1987

Autorii, cadre didactice la Facultatea de Metalurgie a Institutului Politehnic București, reputați specialiști în domeniul turnării aliajelor, au reușit ca, într-un spațiu relativ restrîns, să realizeze o lucrare așteptată cu mult interes de un număr foarte mare de specialiști din domeniul cercetării, proiectării și producției.

Lucrarea face o succintă trecere în revistă a realizărilor la zi din străinătate dar, ceea ce este mai important pentru procesul de asimilare și implementare de tehnologii moderne, prezintă în special rezultatele pozitive și notabile obținute în R.S.R.

Astfel, autorii fac dese trimiteri la experiența specialiștilor români din domeniul cercetării și producției unor piese turnate din fonte albe rezistente la uzură cum ar fi : I.C.P.U.P.S. ICSITPSC, ICEM, I.P.B., Întreprinderea de utilaje, piese de schimb și reparații Iași, I. „Oțelul Roșu", C.M. Călan, Întreprinderea de fier Vlăhița, C.U.G. Iași și C.U.G. Cluj-Napoca.

Primul capitol al lucrării tratează, pe scurt, procesul de uzare a pieselor în exploatare pe tipuri de frecare și natura mediului în care se realizează aceasta, insistîndu-se îndeosebi asupra uzurii abrazive, parametru cu implicații deosebite asupra fiabilității în exploatare a agregatelor.

Capitolul 2 se referă la fontele albe aliate cu crom.

Pe baza unei vaste bibliografii de dată recentă, sînt redate diagramele Fe—Cr—C și constituenții structurali specifici acestor fonte în stare turnată, precum și după efectuarea tratamentului termic final.

Este prezentată influența diferitelor elemente de aliere : molibden, mangan, siliciu, cupru, care, alături de crom, stau la baza acestor fonte.

În continuare se fac referiri la legătura existentă între tipul de carburi și comportarea la uzare, corelația carburi — proprietăți mecanice etc.

Un amplu spațiu este destinat analizei legăturii dintre masa metalică de bază și comportamentul pieselor în exploatare.

După cum se știe, aceste fonte au ca principal element de aliere cromul dar ele mai pot conține și alte elemente cu efect modificator sau de microaliere care au drept scop îmbunătățirea unor caracteristici fizico-mecanice și de exploatare. Sînt prezentate efectele modificării topiturii cu Ti, B, N, Zr, Ce, adaosuri de maximum 0,06% Ti în fontele hipereutectice determinînd o finisare avansată a carburilor, atît a celor eutectice cît și a celor primare, efectul maxim obținîndu-se la 0,06% Ti și 0,04% Zr.

Sînt descrise rezultatele obținute la microalierea și modificarea acestor fonte cu azot, autorii avînd o bogată experiență practică în realizarea unor aliaje modificate cu acest element.

Capitolul aferent fontelor albe din această clasă se încheie cu o trecere în revistă a tratamentelor termice la care sînt supuse, evidențiindu-se atît implicațiile temperaturilor de încălzire și ale duratelor de menținere cît și cele ale mediilor și vitezelor de răcire asupra durității, naturii și proporțiilor de constituenți structurali obținuți în final.

Capitolul 2.3. se referă la fontele albe și pestrițe din clasa crom-nichel care corespund unor grade slab și mediu de aliere cu masa de bază perlitică și martensitică, fiind utilizate atît la fabricarea cilindrilor de laminor cît și a unei game diverse de piese din industriile cimentului, minereritului, extractivă etc.

O atenție deosebită este acordată clasei de fonte albe crom-nichel cu structură martensitică, fonte cunoscute sub denumirea de fonte Ni-Hard.

Gama fontelor crom-molibden este foarte variată, atît din punctul de vedere al compozițiilor chimice, naturii și proporției de constituenți structurali cît și ca domeniu de utilizare. Practic, nu există ramură industrială unde să nu fie utilizate cu succes piese fabricate din astfel de fonte. Este și motivul pentru care autorii i-au acordat acestui capitol o atenție deosebită și un spațiu de analiză foarte amplu.

Sînt trecute în revistă principalele compoziții chimice și diagrame structurale, particularitățile tratamentelor termice aplicate acestor fonte precum și caracteristicile mecanice și rezistența la uzare specifice fiecărui domeniu de utilizare. Sînt amplu detaliate efectele microalierii sau modificării acestora cu V, Nb, Zr și B; microstructura, duritatea și rezistența la impact sînt puternic influențate, în bine, de prezența acestor elemente chiar în cantități foarte mici.

Fontele albe cu crom și mangan formează o subfamilie distinctă a fontelor albe înalt aliate rezistente la uzură. Manganul (ca și nichelul) îmbunătățește călibilitatea fontelor, fiind tot mai mult utilizat ca element secundar de aliere în fontele cu crom sau crom-vanadiu în scopul îmbunătățirii durității și rezistenței la uzare, în special a pieselor care lucrează în condiții de uzare și șoc mecanic, înlocuind, cu bune rezultate, alierea acestora cu molibden, element scump și tot mai greu de procurat.

Capitolul 2.6. se referă la domeniile de utilizare a fontelor aliate cu crom. În cele 65 de pagini ale acestui capitol se face o amplă trecere în revistă a tuturor sectoarelor industriale unde se utilizează piese turnate din astfel de fonte, cu detalii privind compozițiile chimice, procedeele și tehnologiile de fabricație, metodele de încercare și determinare, în laborator, a comportării la uzură și șoc mecanic. Se fac referiri la experiența întreprinderilor românești în domeniul fabricației corpurilor de măcinare și a blindajelor turnate din aceste fonte și care se utilizează cu succes în industriile cimentului și mineritului.

Capitolul 3 se referă la fontele albe aliate cu vanadiu.

Aceste fonte, unde vanadiul poate fi element principal de aliere, ocupă un loc distinct în rîndul fontelor albe rezistente la uzură.

Din astfel de fonte se fabrică o gamă largă de piese specifice industriei ușoare, cum ar fi: acele de tricotat, inelele de răsucire, mecanismele mașinilor de țesut sau ale echipării excavatoarelor care lucrează în industria minieră (coroane, lame, roți de ghidare, burghie, freze etc.). Sînt redate diagramele Fe—V—C, Fe—VC, Fe—Cr—V—C, făcîndu-se referiri la coeficienții de repartizare a vanadiului între fazele acestor fonte.

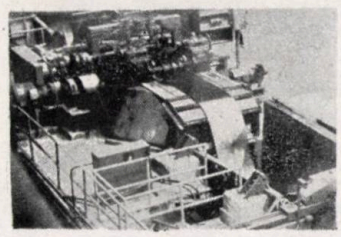
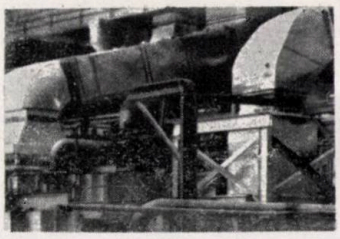
În continuare se prezintă fontele albe aliate cu mangan (2—15% Mn), cercetări recente evidențiind o bună comportare a acestora în condiții complexe de solicitare: uzare, coroziune, oxidare.

Capitolele 5, 6, 7 se referă la particularitățile specifice turnării în piese a fontelor albe, la posibilitățile prelucrării la rece prin așchiere și durificării superficiale prin retopire și solidificare rapidă.

Cele 202 surse bibliografice la care se face trimitere, majoritatea apărute în ultimii 10—15 ani, sînt extrem de importante pentru toți cei care au preocupări în acest vast domeniu al practicii realizării sau exploatării complexelor instalați industriale în care sînt înglobate, ca elemente de bază, piese fabricate din fonte albe înalt aliate, rezistente la uzură.

Ing. A. Brânzan

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONTOS KÖNYVTÁR 1983

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICĂ
ȘI PROIECTARE
PENTRU UZINE ȘI SECȚII DE LAMINARE

IPROLAM

ELABOREAZĂ

- STUDII ȘI PROIECTE PENTRU LAMINOARE DE PRODUSE PLATE, ȚEVI, PROFILE, TREFILATE ȘI CUPTOARE DE ÎNCĂLZIRE ȘI TRATAMENT TERMIC

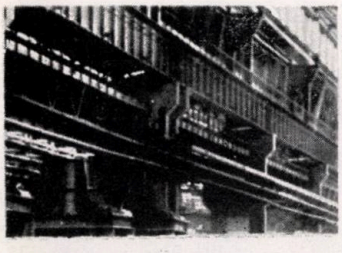
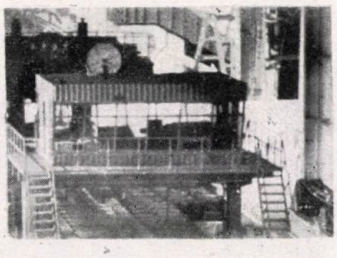
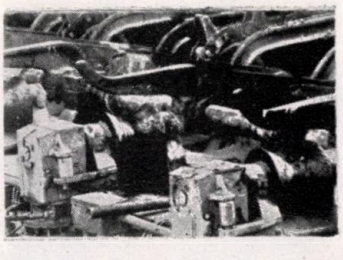
ASIGURĂ

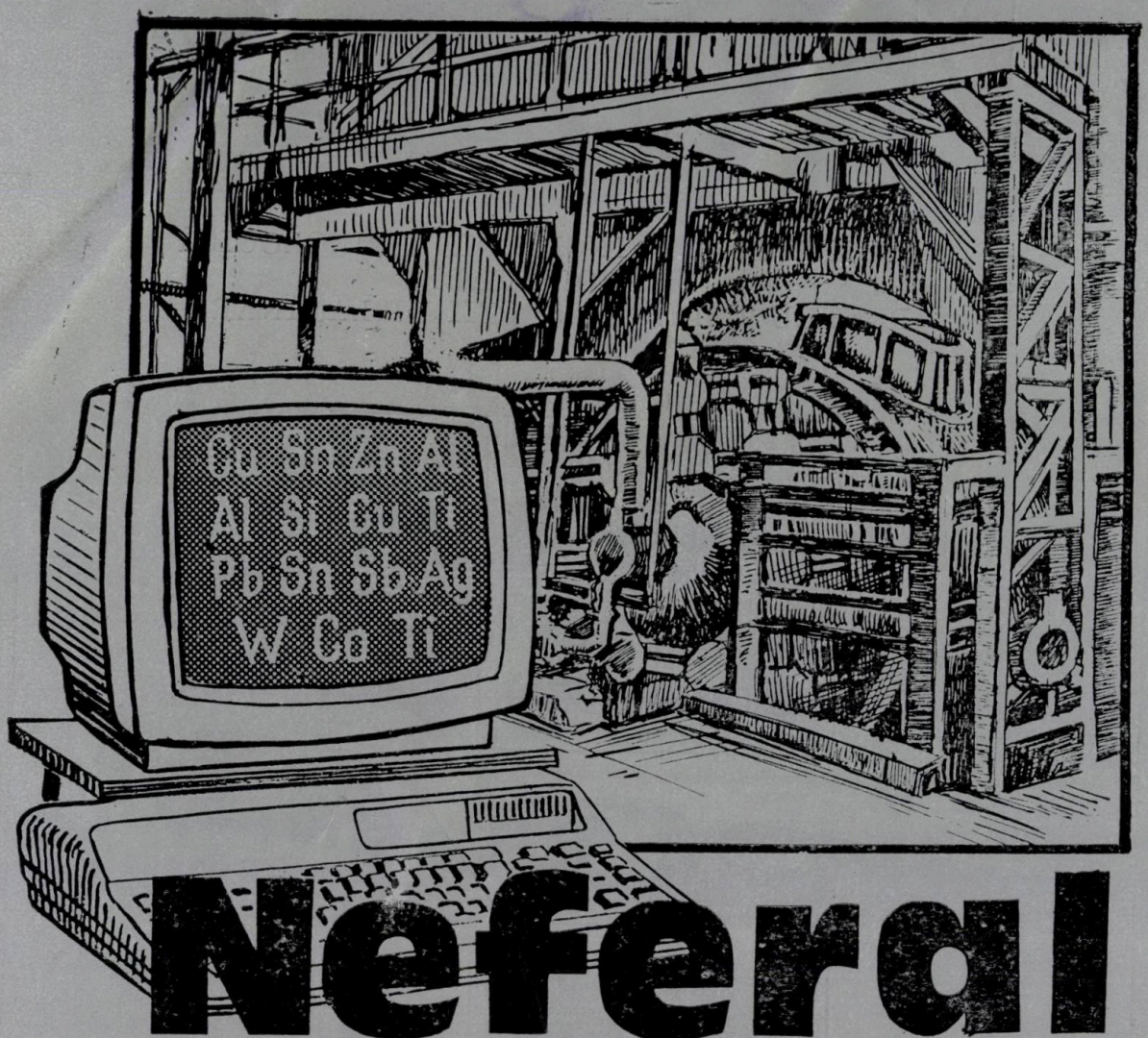
- ASISTENȚA TEHNICĂ LA UZINARE, MONTAJ, PUNERE ÎN FUNCȚIUNE

ACORDĂ

- ENGINEERING ÎN STRĂINĂTATE

STR. NEGUSTORI NR. 23—25, BUCUREȘTI, SECTOR 2, COD 79648, TEL. 158739



Neferal

o garanție a calității

ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ NEFERAL PRODUCE :

- Aliaje pe bază de cupru - bronzuri și alame pentru turnătorii;
- Aliaje pe bază de plumb, staniu, antimoniu pentru turnătorii și alte scopuri;
- Aliaje de lipit sub formă de bare, sîrmă sau tub cu pastă decapantă;
- Aliaje antifricțiune pentru lagăre;
- Aliaje tipografice;
- Aliaje pe bază de aluminiu pentru turnătorii;
- Aliaje de zinc pentru turnare sub presiune;
- Amestecuri de carburi dure gata de presare;
- Plăcuțe metalice din carburi dure pentru așchiere și produse sinterizate din carburi dure.

Întreprinderea Metalurgică Neferal poate fabrica aliaje nefroase, produse sinterizate din carburi metalice, precum și amestecuri de carburi dure gata de presare, la cerere.

Oferă totodată întreprinderilor din țară, care dețin materiale refolosibile cu conținut de metale neferoase, colaborări permanente de prelucrare a acestora în aliaje de metale neferoase pentru turnătorii, cu randamente de extracție al metalului optim, cu consumuri de energie și materiale auxiliare reduse și cu obținerea de prealiaje sau produse finite conform normelor de fabricație în vigoare (STAS, CS, etc.). Controlul pe tot parcursul de fabricație realizat cu aparatură modernă de analiză, atît chimic, cît și prin metode fizico-chimice (spectrale), reprezintă garanția calității.

A se adresa pentru relații la telefon direct conducerii 27.42.80 și 27.25.95, precum și birou PPUP, telefon 27.60.40/interior 274.

ÎNTREPRINDEREA METALURGICĂ NEFERAL, B-dul. BIRUINȚEI 100, SECTOR 2, BUCUREȘTI, COD 73951 — Tel. 276040 — Telex 11725

E 3280

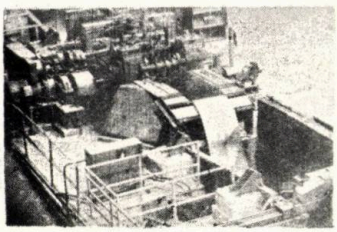
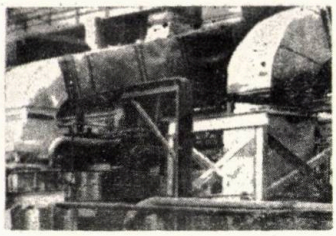
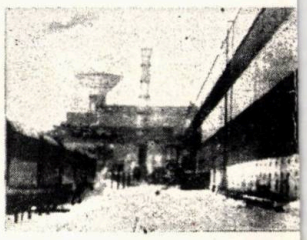
KOH

METALURGIA

1988 DEC 20

9

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XL • NR. 9 • SEPTEMBRIE 1988

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICĂ
ȘI PROIECTARE
PENTRU UZINE ȘI SECȚII DE LAMINARE

IPROLAM

ELABOREAZĂ

- **STUDII ȘI PROIECTE PENTRU LAMINOARE DE PRODUSE PLATE, ȚEVI, PROFILE, TREFILATE ȘI CUPTOARE DE ÎNCĂLZIRE ȘI TRATAMENT TERMIC**

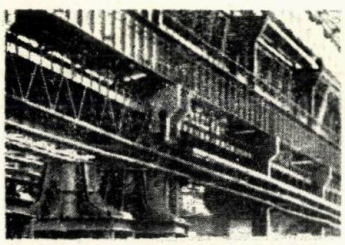
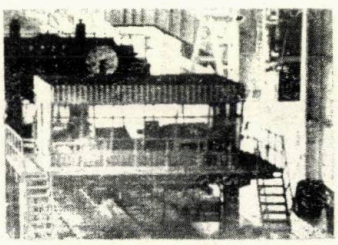
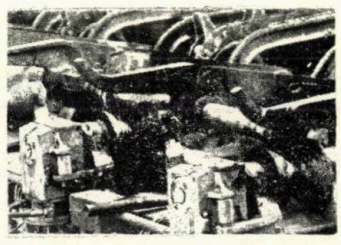
ASIGURĂ

- **ASISTENȚA TEHNICĂ LA UZINARE, MONTAJ, PUNERE ÎN FUNCȚIUNE**

ACORDĂ

- **ENGINEERING ÎN STRĂINĂTATE**

STR. NEGUSTORI NR. 23—25, BUCUREȘTI, SECTOR 2, COD 79648, TEL. 158739

METALURGIA

Anul 40 Nr. 9 Septembrie 1988

CUPRINS

Gâdea, Suzana : **Materiale metalice microcristaline şi nanocristaline obţinute prin solidificare ultrarapidă** 435

Drăgan, I., Constantinescu, V. şi *Orban, R. L.* : **Sinterturnarea — procedeu modern de realizare a pieselor din aliaje speciale şi materiale compozite** 439

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D. şi *Călin Mariana* : **Aliaje şi prealiaje din sisteme amorfizabile** 445

Petrescu, N., Petrescu, Maria, Isac, Minaiela, Bojin, D. şi *Cristea, Lidia* : **Aliaje de aluminiu cu metale de tranziţie solidificate ultrarapid** 448

Colan, H. : **Réaumur. Introducerea experimentului în metalurgie şi crearea ştiinţei materialelor metalice** 456

Truşculescu, M. şi *Popa, M.* : **Cercetări asupra ameliorării compromisului rezistenţă+tenacitate la oţelurile criogenice aliate cu Ni, Mn, Ti** 461

Drăgulescu, Doina şi *Brîndeu, L.* : **Cîteva consideraţii asupra ecuaţiilor de mişcare a dislocaţiilor în medii elastice** 468

Tudoran, P., Maniu, Al., Iovănaş, R., Şerban, C., Bogdan, C. şi *Braic, V.* : **Cercetări privind recondiţionarea cuzineţilor** 470

Cioclov, D., Farbaş, N., şi *Tovică, M.* : **Cercetări privind rezistenţa în mediu de hidrogen sulfurat a oţelurilor carbon sudabile** 474

Dumitrescu, C., Bojin, D. şi *Brânzei. M.* : **Utilizarea fontelor cenuşii cu structură modificată la execuţia pieselor de înaltă rezistenţă mecanică** 480

REVISTA REVISTELOR 460, 473, 479, 484

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÂRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista **METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1.** Telefon : 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. **30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament : lei 180 anual. Costul unui exemplar : lei 15. Tiparul — Intreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București**

I. P. „Informația" — c. 2445

CONTENTS

DC : 621.785 : 621.746.2

Gâdea, Suzana : **Microcrystalline and nanocrystalline metal materials obtained by ultrarapid solidification**

The authors present an analysis of phasic and structural modifications and of the properties induced in crystalline alloys by ultrarapid solidification with $10^5 - 10^6$ K/S cooling speeds. The characteristics of the new micro- and nanocrystalline structures thus obtained, are discussed for several groups of alloys, such as aluminium alloys, ferrous alloys and nickel superalloys.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 435–438

D : 621.762.5 : 746.01

Drăgan, I., Constantinescu, V. and *Orban, R.L.* : **Sintercasting — a modern method for special alloys and composite component manufacturing**

The paper presents a new method for special alloys and composite component manufacturing resulted from powder metallurgy with metal casting synthesis and suggestively named by the author of this paper "sintercasting". The results of the investigations made for the method application to manufacture high wear resistant materials for diamonds drilling tool matrix are also presented.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 439–444

C : 669.018

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D. and *Călin, Mariana* : **Amorphous system alloys and prealloys**

Equilibrium crystalline structures of amorphous system alloys are taken into consideration under several aspects. The location of amorphous compositions in the phasic equilibrium diagram of the system is analysed from the point of view of the facility of vitrification at the melt solidification, as well as from the point of view of mechanisms by which devitrification is produced when heating amorphous alloys.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 445–447

D : 669.018 : 669.71

Petrescu, N., Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D. and *Cristea, Lidia* : **Aluminium alloys with ultrarapid solidification transition metals**

The extension of solubility in solid state induced by ultrarapid cooling at solidification is analysed as a way of creating new alloys with unusual compositions, such as for example aluminium alloys with transition metals. The paper presents several Al–Fe alloys from the 0,8–13,6% g Fe range; these alloys had been quenched from liquid state by the method of chill block melt spinning.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 448–455

DC : 669.018.6

Colan, H. : **Réaumur. The introduction of the experiment in metallurgy and the foundation of metal material science**

The paper presents the fundamental contribution of Rèaumur to the foundation of metal science, of the experimental metallurgy. He was the first to use the steelmaking process for steel made of cast iron and iron (1722), a method which was industrially achieved in 1865 by Pierre Martin. Réaumur invented the ironmaking process for white-heart malleable cast iron and for tin plate; he also analysed the fracture of steel and grey cast iron by descovering the cast iron graphitization and introduced the macroscopic study.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 456–460

DC : 669.15.293–194.56

Truşculescu, M. and *Popa, M.* : **Researches on the improvement of the strength + toughness relationship in nickel-manganese-titanium alloy cryogenic steels**

The authors study different technological casting and heat treatment version with a view to obtaining an improvement of the strenght-toughness relationship in 6TiMnNi55 steels.

The authors recommend mould casting with coolers, normalizing annealing and cyclic quenching, as versions which ensure a safe operation of 6TiMnNi55 at — 196 C, making it competitive when replacing 10Ni90 steels.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 461–467

DC : 681.142 : 621.8.02

Drăgulescu, D. and *Brîndeu, L.* : **Considerations on motion equations of dislocations in elastic media**

The importance of dislocation mobility in metal deformation processes is well known and is based on numerous experimental observations.

The paper deals with the motion equations of a simplified model of linear dislocations, taking into consideration their interactions with the crystalline medium where the motion occurs. Observations on dislocation multiplication are also given.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 468–469

DC : 621.785

Tudoran, P., Maniu, Al., Iovănaş, R., Şerban, C., Bogdan, C. and *Braic, V.* : **Researches on bush reconditioning**

The authors determine a cheaper technology for the reconditioning of bearings for heavy tractors.

Thus, they investigate the possibility of replacing brass hubs by alloy gray cast iron hubs or tool carbon steel hubs.

The good results obtained lead to the succesful replacement of brass hubs by cheaper steel or sulphurized cast iron, when reconditioning bearings for heavy tractors.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 470–473

DC : 669.14.018.9 : 669.14.018.62

Cioclov, D., Farbaş, N. and *Tovică, M.* : **The strength of weldable carbon steels subjected to the action of wet H_2S**

New test data are presented related to the mechanism of hydrogen embrittlement of weldable carbon steels belonging to the strength class 52. Tensile test in wet H_2S environment with precracked compact tensile (CT) specimens, enabled to develop, on the basis of fracture mechanic concepts, a quantitative assessment of the crack propagation process and the material fracture toughness under the hydrogen action.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 474–479

DC : 669. 162.275.144

Dumitrescu, C., Bojin, D. and *Brânzei, M.* : **Modified structure gray cast iron used for high mechanical strength parts**

The paper presents the results of the studies and the experimental researches carried out on a comparative basis on nodular graphite cast iron which were submitted to isothermal (bainitic) quenching treatment and on bainitic cast iron directly obtained from casting.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 480–484

INHALT

DK : 621.785 : 621.746.2

Gâdea, Suzana : **Metallische mikro- und nanokristalline Werkstoffe, die durch ultraschnelle Aushärtung erzielt wurden**

Die Arbeit stellt eine Analyse der phasischen und strukturellen Änderungen der induzierten Eigenschaften der kristallinen Legierungen durch ultraschnelle Aushärtung mit Kühlgeschwindigkeiten von 10^5—10^6 K/s dar. Das Interesse für die neuen mikro- und nanokristallinen Strukturen, die durch die o.g. Methode erzielt wurden, basiert auf mehrere technische Legierungsgruppen, wie z.B. Aluminium, verschiedene Eisenlegierungen und Ni-Basis Superlegierungen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 435—438

DK : 621.762.5 : 746.01

Drăgan, I., Constantinescu, V. und Orban, R.L. : **Sintergiessen- ein neues Verfahren für die Herstellung von Werkstoffen aus spezielle Legierungen und komposite Werkstoffe**

In der Arbeit wird ein neues Verfahren für die Herstellung von Werkstoffen aus spezielle Legierungen und komposite Werkstoffe, das aus der Synthese der Pulvermetallurgie mit dem Giessen, das sogenannte ,,Sintergiessen'', dargestellt. Es werden die Ergebnisse der Erforschungen hervorgehoben, die für die Anwendung der besprochenen Methode bei der Herstellung einiger kompositen Werkstoffe mit einer hohen Verschleissfestigkeit, die bei der Matrix von Diamant-Bohrern eingesetzt werden, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 439—444

DK : 669.018

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D. und *Călin, Mariana* : **Legierungen und Vorlegierungen aus Systeme von Legierungen die in amorphen Zustand erzielt werden**

Die kristallinen Gleichmässigkeitsstrukturen der Legierungen aus Systeme von Legierungen die in amorphen Zustand erzielt werden, werden aus mehreren Gesichtspunkten analysiert. Die Lagerungen der betreff. Zusammensetzungen aus der Diagramme des phasischen Gleichgewichts des Systems wird nicht nur unter Berücksichtigung der Dichtbrennkapazität bei der Erstarrung der Schmelze, sondern auch unter Berücksichtigung der Mechanismen mittels deren die Entglasung während der Erwärmung der amorphen Legierungen stattfindet, analysiert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 445—447

DK : 669.018 : 669.71

Petrescu, N., Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D. und *Cristea, Lidia* : **Aluminiumlegierungen auf Basis von ultraschnell erstarrten Übergangsmetallen**

Die Erhöhung der Löslichkeit im festen Zustand, induziert durch die ultraschnelle Kühlung während der Erstarrung wird als eine Möglichkeit für die Erschaffung einiger neuen Legierungen mit nichtüblichen Zusammensetzungen, wie z.B. die Aluminiumlegierungen mit Übergangsmetallen betrachtet. In der vorliegenden Arbeit werden eine Reihe von Al—Fe-Legierungen mit der Zusammensetzungsklasse 0,8—13,6 % g Fe, die vorher im flüssigen Zustand durch der Methode der Erstarrung des Giessstrahls auf einer drehenden Kühlungsscheibe (chillblock melt spinning) aufgehärtet wurden, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 448—455

DK : 669.018 : 6

Colan, H. : **Réaumur. Einführung des Experiments in der Metallurgie und Erschaffung der Wissenschaft der metallischen Werkstoffe**

Die Arbeit beschreibt den wesentlichen Beitrag des Wissenschaftlers Réaumur, bei der Schaffung der Metallwissenschaft, der experimentellen Metallurgie. Réaumur hat zum ersten Mal Stahl aus einem Gemisch aus Roheisen und Eisen hergestellt (1722). Erst 1865 wurde seine Methode industriell von Pierre Martin angewandt. Réaumur hat die Herstellungsverfahren des Weisskerngusses und des Weissbleches erfunden ; den Bruch der Stähle und des Graueisens erforscht, die Graphitierung des Roheisens entdeckt und folglich die Makroskopie eingeführt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 456—460

DK : 669.15.293—194.56

Truşcu!escu, M. und *Popa, M.* : **Untersuchungen betreffs der Verbesserung der Beziehung Widerstand + Zähigkeit der kaltzähen, mit Nickel-Mangan legierten Stähle**

In der Arbeit werden verschiedene verfahrenstechnische Giess-und Wärmebehandlungsvarianten, mit dem Ziel der Verbesserung der Beziehung Widerstand- Zähigkeit des kaltzähen 6TiMnNi55-Stahls dargestellt.

Es werden das Vergiessen mit Kühlern, das Normalisierungsglühen und die zyklische Härtung, als Varianten die eine sichere Betriebsweise, bei —196° C des 6TiMnNi 55—Stahles, indem der o.g. Stahl wettbewerbsfähig mit dem 10Ni90-Stahl wird, empfohlen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 461—467

DK : 681.142 : 621.8.02

Drăgulescu, D. und *Brindeu, L.* : **Einige Beiträge zu den Bewegungsgleichungen von Verschiebungen in elastischen Medien**

Die Bedeutung der Mobilität von Verschiebungen während der Verformungsprozesse von Metallen ist streng festgelegt und basiert auf zahlreiche Versuchsbeobachtungen.

Die Arbeit analysiert die Bewegungsgleichungen eines vereinfachten Modells der linearen Verschiebung und zicht die Wechselwirkungen zwischen diesem und dem kristallinen Medium in welchen die Bewegung stattfindet, in Betracht.

Die Beobachtungen hinsichtlich der Mobilität der Verschiebungen werden mit einige betreffend ihrer Vervielfältigung erweitert.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 468—469

DK : 621.785

Tudoran, P., Maniu, Al., Iovănaş, R., Şerban, C., Bogdan, C. und *Braic, V.* : **Einige Erforschungen angesichts der Wiederinstansetzung der Lagerschalen**

Die Arbeit hat als Ziel die Festsetzung einiger billigen Wiederinstandsetzungstechnologien von Lagern für schwere Traktoren.

Dabei wurde die Ersetzungsmöglichkeit der Bronzebüchsen aus legiertem Graueisen oder Werkzeug-Kohlenstoffstahl dargestellt.

Die vorteilhaften Ergebnisse wiederspiegeln die Möglichkeit des erfolgreichen Ersetzens der Bronzebüchsen mit schwefelhaltige Stahl-oder Roheisenbüchsen, die, im Falle der Wiederinstandsetzung der Lagern für schwere Traktoren billiger sind.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 470—473

DK : 669.14.018.9 : 669.14.018.62

Cioclov, D., Farbaş, N. und *Tovică, M.* : **Erforschungen betreffs des Widerstands der schweissbaren Kohlenstoffstähle, im H_2S- Medium**

In der Arbeit werden neue Angaben, angesiehts den Brüchigkeitsmechanismen, mittels Wasserstoff, der schweissbaren Kohlenstoffstähle aus der Festigkeitsklasse 52 angeführt. Die mechanischen Zugproben im feuchten Schwefelwasserstoffmedium, an kompakten Probestücken (CT) mit anfänglichen simulierten Risse gestatteten, aufgrund der Prinzipien der Bruchmechanik der Werkstoffe, eine quantitative Darstellung des Ausbreitungsprozesses der Risse sowie des Widerstands der Werkstoffe im Wasserstoffmedium, zu entwickeln.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 474—479

DK : 669.162.275.144

Dumitrescu, C., Bojin, D. und *Brânzei, M.* : **Einsatz einiger Graueisensorten mit erzwungenes Gefüge bei der Herstellung von Werkstücken mit hoher mechanischer Festigkeit**

In der Arbeit werden einige vergleichsmässige Ergebnisse der experimentellen Erforschungen, die auf einige Kugelgraphit-Gusseisensorten durchgeführt wurden, die zu isotherme bainitische Härtung unterworfen wurden und auf einige Gusseisensorten mit bainitischem Gefüge, das direkt durch Giessen erzielt wurden, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 480—484

SOMMAIRE

CD : 621.785 : 621.746.2

Gâdea, Suzana : **Matériaux métalliques microcristallins et nanocristallins obtenus par la solidification ultrarapide**

L'article analyse les modifications des phases structurales et des propriétés induites dans les alliages cristallins par la solidification ultrarapide à vitesse de refroidissement de 10^5-10^6 K/s. Les caractéristiques des nouvelles structures micro- et nanocristallines sont analysées pour différents groupes d'alliages à savoir les alliages d'Al, les alliages ferreux et les superalliages à base de Ni.

Metalurgia 40 (988), nr. 9, p. 435—438

CD : 621.762.5 : 746.01

Drăgan, I., Constantinescu, V. et *Orban, R.L.* : **La sintercoulée — un processus moderne d'élaboration des pièces en alliages spéciaux et en matériaux composites**

L'article présente une nouvelle méthode de fabrication des pièces en alliages spéciaux et en matériaux composites. Cette méthode dénommée „sintercoulée" résulte de la synthèse entre la métallurgie des poudres et la coulée. On souligne les résultats des recherches effectuées pour l'application de cette méthode à l'élaboration de certains matériaux composites à haute résistance à l'usure destinés à la matrice des outils de forage à diamants.
Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 439—444

CD : 669.018

Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D. et *Călin, Mariana* : **Alliages et préalliages en systèmes amorphisables**

L'article analyse les structures cristallines d'équilibre des alliages des systèmes amorphisables. La situation des compositions amorphisables dans le diagramme d'équilibre de phase du système est analysée du point de vue de la capacité de vitrification au cours de la solidification de la coulée et du point de vue des mécanismes qui provoquent la dévitrification pendant le réchauffage des alliages amorphes.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 445—447

CD : 669.018 : 669.71

Petrescu, N., Petrescu, Maria, Isac, Mihaiela, Bojin, D. et *Cristea Lidia* : **Les alliages d'aluminium à métaux de transition à solidification ultrarapide**

L'augmentation de la solubilité en état solide provoquée par le refroidissement ultrarapide est analysée à fin d'obtenir de nouveaux alliages à compositions inhabituelles à savoir les alliages d'aluminium à métaux de transition. L'article analyse une série d'alliages Al—Fe (0,8—13,6% g Fe) qui ont été trempés en état liquide par la méthode de la solidification du jet sur le disque de refroidissement en rotation.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 448—455

CD : 669.018-6

Colan, H. : **Réaumur — l'introduction de l'expériment dans la métallurgie et la création de la science des matériaux métalliques**

L'article présente la contribution essentielle de Réaumur à la création de la science des métaux de la métallurgie expérimentale. Réaumur a été le premier à élaborer l'acier à partir d'un mélange de fonte et de fer (1722), méthode réalisée à l'échelle industrielle en 1865 par Pierre Martin. Réaumur a inventé le processus de fabrication de la fonte malléable à coeur blanc et du fer blanc ; il a analysé la rupture des aciers et de la fonte grise tout en découvrant la graphitisation des fontes et a introduit l'étude macroscopique.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 456—460

CD : 669.15.293—194.56

Truşculescu, M., Popa, M. : **Recherches sur l'amélioration de la relation résistance + ténacité dans le cas des aciers cryogéniques alliés au nickel-manganèse-titane**

Les auteurs analysent différentes variantes technologiques de coulée et de traitement thermique à même d'améliorer la relation résistance-tenacité de l'acier cryogénique 6TiMn Ni55.

On recommande la coulée en lingotières à refroidisseurs, le recuit de normalisation et la trempe cyclique en tant que variantes qui assurent une exploitation en sureté de l'acier 6TiMnNi55 à —196°C en le rendant competitif pour remplacer l'acier 10 Ni 90.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 461—467

DC : 681.142 : 621.8.02

Drăgulescu, D. et *Brîndeu, L.* : **Considérations sur les équations de mouvement des dislocations en milieux élastiques**

L'importance de la mobilité des dislocations dans les processus de déformation des métaux est bien établie et se base sur de nombreuses observations expérimentales.

L'ouvrage traite les équations de mouvement d'un modèle simplifié de dislocation linéaire en prenant en considération les interactions entre celle-ci et le milieu cristallin.
Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 468—469

CD : 621.785

Tudoran, P., Maniu, Al. Iovănaş, R., Şerban, C., Bogdan, C. et *Braic, V.* : **Recherches sur le reconditionement des coussinets**

Les auteurs tentent de mettre au point une technologie plus rentable de reconditionnement des paliers pour tracteurs.

On a étudié la possibilité de remplacer les moyeux en bronze par des moyeux en fonte grise alliée ou en acier carbone à outils.

Les bons résultats obtenus offrent la possibilité de remplacer avec succès les moyeux en bronze par des moyeux en acier ou en fonte à souffre, qui sont meilleur marchés lors du reconditionnement des paliers pour les tracteurs

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 470—473

CD : 669.14.018.9 : 669.14.018.62

Cioclov, D., Farbaş, N. et *Tovică, M.*, : **Recherches concernant la résistance des aciers carbone soudés en milieu de H_2S**

L'article présente les mécanismes de fragilisation par l'hydrogène des aciers carbone soudables appartenant à la classe de résistance 52. Les essais mécaniques de traction en milieu de H_2S humide effectués sur des eprouvettes compactes à fissures initiales simulées ont permis une interpretation quantitative du processus de propagation des fissures et de la résistance du matériel en milieu d'hydrogène.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 474—479

CD. 669.162.275.144

Dumitrescu, C., Bojin, D. et *Brânzei, N.* : **L'utilisation des fontes grises à structure modifiée pour la fabrication des pièces à haute résistance mécanique**

L'article présente les résultats des recherches expérimentales effectuées par comparaison sur certains types de fontes à graphite nodulaire qui ont été soumises à la trempe isotherme (bainitique) et sur certaines fontes à structure bainitique obtenues directement par la coulée.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 480—484

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 621.785: 621.746.2

Гыдеа, Сузана: **Металлические микрокристаллические и нанокристаллические материалы, полученные сверхскоростным затвердеванием**

В работе проанализированы фазовые структурные изменения и полученные свойства в кристаллических сплавах сверхскоростным затвердеванием со скоростями охлаждения $10^5 - 10^6$ К/сек. Характеристики новых микро и нанокристаллических структур, полученных этим путем, обсуждены для несколько групп сплавов технического интереса, а именно алюминиевые сплавы, железные сплавы и сверхсплавы на основе никеля.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 435—438

ДК: 621.762.5: 746.01

Дрэган, И., Константинеску, В. и *Габан, Р.:* **Синтеротливка — современный способ выплавки из специальных сплавов и композитных материалов**

Работа представляет новый метод выплавки деталей, специальных сплавов и композитных материалов, результирующего из синтеза порошковой металлургии с отливкой, названной авторами работы ,,синтеротливка''. Выявлены результаты предпринятых исследований для применения метода при выплавке высокопрочных композитных материалов при износе, предназначенные матрице алмазных бурильных инструментов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 439—444

ДК: 669.018

Петреску, Мария, Исак, Михаела, Божин, Д. и *Кэлин, Мариана:* **Сплавы и промежуточные сплавы, получившиеся в аморфном состоянии**

Кристаллические структуры равновесия сплавов, получившиеся в аморфном состоянии, приняты во внимание. Расположение аморфных составов в диаграме фазового равновесия системы проанализировано как в отношении легкости остекловывания при затвердевании расплава, а также и в отношении механизмов, образующиеся расстеклование при нагреве аморфных сплавов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 445—447

ДК: 669.018.669.71

Петреску, Н., Петреску, Мария, Исак, Михаела, Божин, Д. и *Кристеа, Лидия:* **Алюминиевые сплавы со сверхскоростно затвердевающими переходными металлами**

Повышение растворимости в твердом состоянии, полученное сверхскоростным охлаждением проанализировано как способ реализации новых сплавов с неходовым составом как например: алюминиевые сплавы с переходными металлами. В работе представлены ряд сплавов Al — Fe в диапазоне составов 0,3—13,6% г Fe, закаленных в жидком состоянии методом затвердевания струи на охлаждающем диске во вращении.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 448—455

ДК: 669.018.6

Колан, Н.: **Реомюр, введение эксперимента в металлургию и создание науки металлических материалов**

Представлен существенный вклад Реамюра при создании науки металлов, экспериментальной металлургии. Он первый выплавил сталь из смеси чугуна и стали (1722), метод промышленно реализуемый только в 1865 Пиерром Мартин. Реомюр изобрел способ выплавки светлосердечного чугуна и белой жести; рассмотрел излом стали и серого чугуна, открывая графитизацию чугунов и таким образом ввел макроскопическое изучение.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 456—460

ДК: 669.15'293-194.56

Трушкулеску, М., Попа, М.: **Исследования по улучшению соотношения сопротилевние + вязкость криогенных сталей, легированных никелем-марганцем-титаном**

.Изучены различные технические варианты отливки термической обработки для улучшения соотношения сопротивление-вязкость криогенной стали 6TiMnNi55.

Рекомендуется отливка в изложницы с охладителями, нормализирующий отжиг и циклическая закалка как варианты, обеспечивающие эксплуатацию стали 6TiMnNi55 в надежности при — 196° С, заменяющая сталь 10Ni90.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 461—467

ДК: 681.142 : 621.8.02

Дрэгулэску, Д. и *Брындеу, Л.:* **К вопросу об уравнениях движения смещений в эластичных средах**

Значение мобильности смещений в процессах деформирования металлов хорошо установлено и основывается на многочисленных экспериментальных наблюдениях.

Работа рассматривает уравнения движения одной упрощённой модели линейного смещения, учитывая в взаимодействия между этим линейным смещением и кристаллической средой, в которой происходит движение.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 468—469

ДК: 621.785

Тудоран, П., Маниу, V., Повэнаш, Р., Шербан, К, Богдан, К. и Браик, В.: **Исследования по восстановлению вкладышей**

В работе представлена более дешевая технология восстановления вкладышей для тяжелых тракторов.

Исследованы возможности замены бронзовых втулок втулками из серого легированного чугуна или из инструментальной углеродистой стали.

Полученные положительные результаты открывают возможность замены бронзовых втулок стальными или сульфизирующими чугунными втулками, более дешевыми, при восстановлении вкладышей для тяжелых тракторов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 470—473

ДК: 669.14.018.0: 669.14.018.62

Чиоклов, Д., Фарбаш, Н. и *Товикэ, М.:* **Исследования по стойкости в среде H_2S свариващихся углеродистых сталей**

В работе представлены новые данные по мезанизмам охрупчивания водородом сваривающихся углеродистых сталей класса сопротивления 52. Механические испытания на растяжение в среде мокрого сернистого водорода на компактных образцах с исходными симулирующими трещинами позволили развить количественную интерпретацию процесса распространения трещин и сопротивления материала в среде водорода.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 474—479

ДК: 669.162.275.144

Думитреску, К., Божин, Д. и *Брынзей, М.:* **Использование серых чугунов с модифицированной структурой при реализации процессов высокого механического сопротивления**

В работе представлены, сравнительно, результаты проведенных опытных исследований на чугунах с шаровидным графитом, подвергнутые обработке изотермической (байнитовой) закалке и на чугунах с байнитовой структурой, полученная прямо из разливки.

Metalurgia 40 (1988), nr. 9, p. 480—484

SESIUNEA ŞTIINŢIFICĂ A ACADEMIEI R.S.R. CU TEMA :

MATERIALE METALICE ŞI PROGRESUL TEHNIC

București, 28 octombrie, 1987

PROGRAMUL SESIUNII

Prof. dr. doc. ing. **Suzana Gâdea,** membru corespondent al Academiei R.S.R. : *Materiale metalice microcristaline şi nanocristaline obţinute prin solidificarea ultrarapidă*

Prof. dr. ing. **I. Drăgan,** conf. dr. ing. **V. Constantinescu** şi dr. ing. **R. L. Orban** — I.P. Cluj-Napoca : *Sinterturnarea — procedeu modern de realizare a pieselor din aliaje speciale şi materiale compozite*

Prof. dr. ing. **Maria Petrescu,** dr. ing. **Mihaiela Isac,** fiz. **D. Bojin** şi ing. **Mariana Călin** — I.P. Bucureşti : *Aliaje şi prealiaje din sisteme amorfizabile*

Prof. dr. ing. **N. Petrescu,** prof. dr. ing. **Maria Petrescu,** dr. ing. **Mihaiela Isac,** fiz. **D. Bojin** şi ing. **Lidia Cristea** — I.P. Bucureşti : *Aliaje de aluminiu cu metale de tranziţie, solidificate ultrarapid*

Prof. dr. ing. **H. Colan** — I. P. Cluj-Napoca : *Réaumur. Introducerea experimentului în metalurgie şi crearea ştiinţei materialelor metalice*

Conf. dr. ing. **M. Teodorescu** — Univ. din Galaţi : *Tendinţe privind determinarea prelucrabilităţii prin deformare plastică la rece a materialelor metalice*

Prof. dr. ing. **M. Truşculescu** şi ing. **M. Popa** — I. P. „Traian Vuia", Timişoara : *Cercetări asupra ameliorării compromisului rezilienţă+tenacitate la oţelurile criogenice, aliate cu Ni, Mn, Ti*

Conf. dr. ing. **Doina Drăgulescu** şi prof. dr. ing. **L. Brîndeu** — I. P. „Traian Vuia", Timişoara : *Câteva consideraţii asupra ecuaţiilor de mişcare a dislocaţiilor în medii elastice*

Prof. dr. ing. **P. Tudoran,** prof. dr. ing. **Al. Maniu,** dr. ing. **R. Iovănaş,** dr. ing. **C. Şerban,** ing. **C. Bogdan** şi ing. **V. Braic** — Univ. din Braşov : *Materiale şi tehnologii noi utilizate la recondiţionarea pieselor în construcţia de maşini*

Dr. ing. **Gh. Coman,** ing. **I. Alexandru** şi ing. **C. Munteanu** — I. P. Iaşi : *Piese de înaltă calitate pentru centrale termonucleare, din fontă cu grafit nodular cu mase de bază feritică*

Dr. ing. **D. Cioclov,** dr. fiz. **N. Farbaş** şi fiz. **M. Tovică** — ISIM, Timişoara : *Cercetări privind rezistenţa în mediu de hidrogen sulfurat a oţelurilor carbon sudabile*

Dr. ing. **R. Pascu** şi fiz. **Mihaela Pascu** — ISIM Timişoara : *Cercetări privind promovarea oţelurilor româneşti slab aliate Cr—Mo—V la construcţii sudate de mare răspundere*

Prof. dr. ing. **S. Şontea,** ing. **A. Stoian,** ing. **F. Ciolacu** şi ing. **N. Crăciunoiu** — Univ. Craiova : *Realizări de noi tipuri de scule din aliaje dure pentru industria constructoare de maşini*

Ing. **Gh. Bujgoi** — I.A.M.N. Bucureşti : *Tehnici de elaborare a titanului şi aliajelor sale*

Dr. ing. **C. Rizescu,** dr. ing. **N.S. Laşcu** şi dr. ing. **M. Teodorescu** — ICEM : *Materiale metalurgice pentru centrale nucleare*

Prof. dr. ing. **D. Pavelescu,** conf. dr. ing. **M. Paseovici,** conf. dr. ing. **C. Dumitrescu** şi ing. **A. Tudor** — I. P. Bucureşti : *Importanţa materialelor în procesele de frecare şi uzare*

Prof. dr. doc. ing. **Suzana Gâdea** — I. P. Bucureşti şi ing. **Liviu Pali** : *Influenţa defectelor structurii cristaline asupra proprietăţilor magnetice ale aliajului* $Mn_{211}\,Al_{0,89}$

Prof. dr. ing. **V. Cătuneanu,** conf. dr. ing. **O. Ianeu** şi dr. ing. **P. Şchiopu** — I. P. Bucureşti : *Rolul materialelor în dezvoltarea electronicii şi fotonicii*

Dr. ing. **Elena Lăbuşcă** — ICEFIZ : *Materiale sinterizate metalice şi ceramice actuale pentru tehnologii avansate*

Conf. dr. ing. **C. Dumitrescu,** fiz. **D. Bojin** şi ing. **M. Brânzei** — I. P. Bucureşti : *Utilizarea fontelor cenuşii cu structură modificată la execuţia pieselor de înaltă rezistenţă mecanică*

Prof. dr. ing. **L. Sofroni** şi ing. **S. Cocolaş** — I. P. Bucureşti : *Aliaje pentru piese turnate cu proprietăţi fizice, mecanice şi tehnologice superioare*

Prof. dr. ing. **D. Drimer,** dr. ing. **Gh. Zgură,** prof. dr. ing. **V. Micloşi** conf. dr. ing. **S. Ionescu,** ing. **A. Paris** şi ing. **P. Szel** — I. P. Bucureşti : *Integrarea materialelor metalice în dezvoltarea tehnologiei*

Conf. dr. ing. **E. Florian** — I. P. Bucureşti, ing. **L. Frumosu** şi ing. **I. Avram** — NEFERAL : *Transformări structurale ale aliajelor din sistemul W—C în domeniul de concentraţii 3,8—4,1 C%*

Dr. ing. **I. Ripoşan,** ing. **M. Chişamera** — I. P. Bucureşti, ing. **Z. Demeny,** ing. **M. Vlădoiu** — Intr. de autocamioane, Braşov, ing. **C. Kapuşi,** ing **E. Bodnar** — Intr. UNIO, Satu Mare şi **C. Niculescu** — ICSITA Piteşti : *Fonte cu grafit nodular bainitice cu performanţe superioare*

Prof. dr. ing. **P. Tudoran,** prof. dr. ing. **Al. Maniu,** dr. ing. **R. Iovănaş,** dr. ing. **C. Şerban,** ing. **C. Bogdan** şi ing. **V. Braic** — Univ. din Braşov : *Cercetări privind recondiţionarea cuzineţilor*

SESIUNEA ȘTIINȚIFICĂ A ACADEMIEI R.S.R. CU TEMA

MATERIALE METALICE ȘI PROGRESUL TEHNIC

București, 28 octombrie 1957

PROGRAMUL SESIUNII

METALURGIA 9
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Prof. dr. doc. ing. Suzana Gâdea, membru corespondent al Academiei R.S.R.

Materiale metalice microcristaline şi nanocristaline obţinute prin solidificare ultrarapidă

CZ : 621.785 : 621.746.2

Solidificarea ultrarapidă cu viteze de răcire de cca un milion de grade pe secundă a dobîndit popularitate şi audienţă în mediul tehnicienilor interesaţi de producerea unor materiale metalice noi, şi anume, obţinerea de aliaje amorfe sau sticle metalice. Proprietăţile şi asocierea neobişnuită a acestora au impus deja aliajele amorfe în domenii tehnice specializate, sub formă de produse, cum sînt benzile feromagnetice pentru electrotehnică şi electronică, benzi şi fibre durificatoare în materiale compozite, acoperirile superficiale realizate prin glazare cu laser.

Solidificarea ultrarapidă sau călirea din stare lichidă are, însă, o importanţă mult mai mare, cu posibilităţi de implementare în metalurgia de mare tonaj, sub forma produselor cu structură cristalină metastabilă, denumite, în bogata literatură a solidificării ultrarapide, *aliaje microcristaline şi nanocristaline*. Aceste noi materiale au un grad de metastabilitate a structurii mai scăzut decît cel al aliajelor amorfe, dar prezintă posibilităţi infinit mai largi de a se racorda la metalurgia actuală.

După cum este binecunoscut, producerea materialelor metalice clasice este în mare măsură tributară restricţiilor impuse de diagramele de echilibru fazic, care indică fazele care pot apărea în aliaje de compoziţie dată, cînd constituţia acestora s-a format în condiţii de răcire lentă. Prin tratamente termice se intervine, însă, frecvent, provocînd în aliaje tipuri de constituţie şi structuri metastabile cărora le corespund, cel mai adesea, proprietăţi optimizate în raport cu cele obţinute în stare de echilibru. Călirea oţelurilor pentru menţinerea în soluţie a carbonului şi a elementelor de aliere în varietatea alotropică de temperatură joasă a fierului sau călirea de punere în soluţie şi îmbătrînirea aliajelor durificabile prin precipitare sînt exemple clasice de modificare a proprietăţilor prin creare de structuri metastabile.

Solidificarea ultrarapidă (sau călirea din stare lichidă), în variantele ei aplicabile tehnologic (melt spinning şi melt extraction), care folosesc un suport de răcire în rotaţie, permite, însă, o îndepărtare mult mai puternică de la starea de echilibru comparativ cu călirea clasică din stare solidă. În esenţă, abaterile de la constituţia şi structura de echilibru, provocate în aliaje cristaline metastabile obţinute prin călire din stare lichidă, abateri enumerate în ordine crescătoare a gradului de metastabilitate provocat, sînt de următoarele tipuri :

— finisarea extremă a granulaţiei materialului solidificat pînă la dimensiuni micronice (structuri microcristaline) sau submicronice (structuri nanocristaline) ;

— modificarea modelului şi a scării de manifestare a segregaţiilor ;

— extensia solubilităţilor în stare solidă ;

— formarea de faze cristaline noi metastabile, inexistente în aliaje prelucrate prin tehnologiile clasice.

Este interesant de amintit că înseşi tehnicile de solidificare ultrarapidă, cu efectele lor cele mai spectaculoase de producere a unor aliaje amorfe, au avut ca punct de pornire o problemă teoretică legată de inducerea stărilor metastabile în aliajele microcristaline. Acum aproape trei decenii, la finele anului 1959, echipa profesorului Pol Duwez, pionierul domeniului călirii din stare lichidă, urmărea un program de cercetare asupra condiţiilor de validitate a regulilor Hume-Rothery, care guvernează solubilitatea în stare solidă în aliaje. Faptul că sistemul de aliaje Cu-Ag prezintă o diagramă cu eutectic, în contradicţie cu regulile Hume-Rothery, care prevăd o solubilitate nelimitată, a dus la ideea că demixarea în două faze cristaline a soluţiei lichide ar putea fi împiedicată printr-o răcire suficient de rapidă la solidificarea topiturii. Tehnica de răcire imaginată în acest scop (proiectarea de către o undă de şoc a unui film micronic de topitură pe un suport de răcire conductor termic, utilizată şi azi sub denumirea de metoda tunului, cu posibilităţi de viteze de răcire care se apropie de un miliard de grade pe secundă) a produs primul efect remarcabil a călirii din stare lichidă, şi anume extensia solubilităţii în stare solidă pe toată gama de con-

centrații a sistemului Cu-Ag. În decurs de numai un an, aceeași echipă obține, prin aceeași tehnică de răcire, un al doilea efect structural nou, și anume, apariția unui compus intermetalic inexistent în sistemul Ag-Ge, și, în fine, efectul cel mai spectaculos — obținerea primei solidificări metalice în sistemul Au-Si.

În răstimpul de aproape trei decenii de la aceste lucrări de pionierat, cercetările asupra aliajelor amorfe și a celor cristaline cu structuri metastabile realizate prin călire din stare lichidă au cunoscut o creștere explozivă de tip exponențial. Dată fiind vastitatea domeniului, doar cîteva aspecte semnificative privind aliajele microcristaline solidificate ultrarapid vor fi abordate.

Faptul esențial din punctul de vedere al posibilităților de aplicare industrială este acela că aliajele microcristaline cu structuri metastabile călite din stare lichidă pot fi obținute într-o gamă de compoziții mai puțin restrictivă și la viteze de răcire mai puțin severe (de ordinul 10^5 K/sec) decît aliajele amorfe. Asemenea viteze de răcire se ating în instalații de mare productivitate, bazate pe principiul extracției topiturii din creuzet pe periferia discului de răcire în rotație.

Un al doilea fapt de interes tehnologic privește forma produsului realizat prin tehnica extracției din topitură obținîndu-se nu numai fire sau benzi subțiri ca în cazul aliajelor amorfe, dar și fibre scurte care se comportă ca niște particule de pulbere. Acestea pot fi consolidate în produse masive prin tehnici specifice metalurgiei pulberilor, în special, prin variantele mai noi de extruziune la cald și presare izostatică la cald.

Racordarea tehnicii de solidificare ultrarapidă la tehnologia de obținere a pieselor metalice prin metalurgia pulberilor potențează avantajele acesteia din urmă. Sînt bine cunoscute efectele de reducere a consumurilor de energie și material la producerea directă a pieselor cu forma și dimensiunea finită prin metalurgia pulberilor, în comparație cu procedeele clasice. Utilizarea pulberilor obținute prin procedee de călire din stare lichidă aduce, pe lîngă avantajele tehnico-economice, și avantaje de alt ordin, privind calitatea materialului metalic realizată prin îmbunătățirile structurale generate de solidificarea ultrarapidă. Efecte ca : finisarea extremă a granulației, extensia solubilității în stare solidă, reducerea scării de manifestare a segregațiilor, finisarea distribuției dispersoizilor contribuie substanțial la îmbunătățirea proprietăților aliajelor de compoziție tradițională, procesate prin solidificare ultrarapidă cuplată cu metalurgia pulberilor. Acest fapt este confirmat de cercetările efectuate asupra aliajelor de Al, de Ti, asupra oțelurilor rapide și superaliajelor.

De un interes științific și aplicativ și mai mare este, însă, faptul că extensia solubilității în stare solidă indusă de călirea din stare lichidă dă posibilitatea să se crească substanțial cantitatea de faze durificatoare precipitate din soluția suprasaturată în cursul tratamentelor termice. În plus, extensia de solubilitate și finisarea structurii promovate de solidificarea ultrarapidă au deschis un cîmp vast de creare de noi aliaje, din sisteme și la compoziții imposibil de prelucrat prin tehnologiile clasice. Totodată, se deschid posibilități de valorificare superioară a metalelor recuperate, grade înalte de impurificare devenind tolerabile în noile structuri realizate prin călirea din stare lichidă. Edificatoare în acest sens este noua categorie de aliaje ale aluminiului cu metale de tranziție și, îndeosebi, aliajele Al—Fe cu pînă la 8% Fe în compoziție. În timp ce în aliajele clasice de Al fierul reprezintă o impuritate nocivă, apărînd în structură încă de la concentrații extrem de scăzute sub formă de compuși fragilizanți insensibili la tratamentul termic de punere în soluție, extensia solubilității indusă de călirea din stare lichidă transformă aliajele de Al cu 8% Fe în aliaje ductile durificabile prin precipitare, care ating, după tratamentul termic, rezistențe mecanice record ($\sim$ 80 daN/mm^2 limită de rupere la tracțiune).

Într-o formă sugestivă, efectele favorabile ale solidificării ultrarapide aplicate diverselor categorii de aliaje sînt ilustrate în diagramele tridimensionale din figura 1. În aceste reprezentări, comportarea aliajelor sub acțiunea combinată a solicitărilor mecanice, termice și chimic-corosive este limitată de suprafața tridimensională schițată, amplasarea aliajului în exteriorul ansamblului semnificînd condiții inacceptabile de funcționare (fig. 1, *a*).

Expandarea anvelopei operaționale pentru aliajele de Al indusă de solidificarea ultrarapidă (fig. 1, *b*) este posibilă prin finisarea granulației aliajelor din seria 7000 (aliaje Al-Zn-Mg-Cu de tip zicral) și prin dezvoltarea noilor aliaje cu metale de tranziție durificabile prin precipitare, ca efect al extinderii solubilității. Beneficiile de calitate, sugerate în figura 1, *b*, apar în raport cu toate cele trei tipuri de solicitări : rezistență sporită la coroziunea sub tensiune, rezistență mecanică și rezistență la oboseală majorate, sporire substanțială a temperaturii de serviciu. Noile aliaje de Al prelucrate prin solidificarea ultrarapidă și consolidate prin metalurgia pulberilor sînt promițătoare, îndeosebi, prin reducerile de greutate pe care le permit în domeniile tehnice cele mai interesate în realizarea de construcții ușoare, și anume, în construcțiile aeronautice. Astfel, atît aliajele Al-Li de joasă densitate și înaltă rigiditate, cît și aliajele Al-metale de tranziție cu modul de elasticitate ridicat, prelucrate prin solidificare ultrarapidă, permit reduceri de greutate de 17—27%, respectiv, de 10—20% în raport cu aliajele clasice de tip zicral (din seria

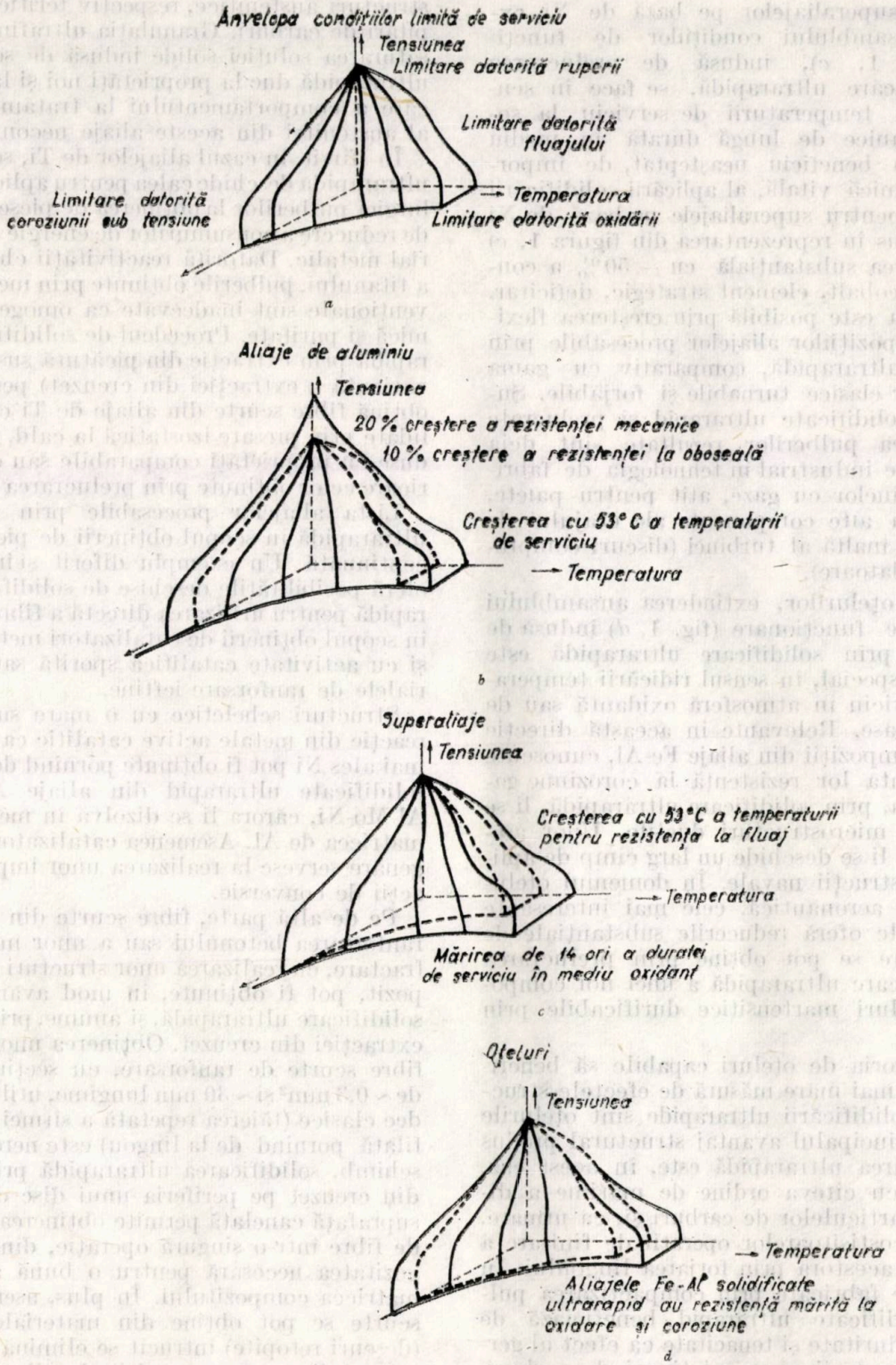


Fig. 1. Efectele procesării aliajelor prin solidificare ultrarapidă asupra extinderii gamei condițiilor de solicitare acceptabile în serviciu : *a* — reprezentarea schematică a condițiilor limită de solicitare a aliajelor sub acțiunea simultană a eforturilor mecanice, a mediilor chimice agresive și a temperaturii ; *b* — extinderea ansamblului condițiilor acceptabile de serviciu pentru aliajele din Al solidificate ultrarapid se produce în sensul creșterii tuturor celor trei tipuri de solicitări (mecanice, chimice, termice) ; *c* — extinderea ansamblului condițiilor acceptabile de serviciu pentru superaliajele solidificate ultrarapid se produce în sensul creșterii temperaturii de serviciu sub solicitări mecanice de lungă durată în mediu oxidant ; *d* — extinderea ansamblului condițiilor acceptabile de serviciu pentru oțelurile de construcție cu destinații speciale, solidificate ultrarapid se produce atît în sensul ridicării temperaturii de serviciu, cît și în sensul creșterii severității acțiunii chimice agresive a mediului

7000), utilizate pentru fuselaj, aripi de ampenaj, atît la avioanele subsonice, cît și la cele supersonice.

În cazul superaliajelor pe bază de Ni, extinderea ansamblului condițiilor de funcționare (fig. 1, *c*), indusă de prelucrarea prin solidificare ultrarapidă, se face în sensul creșterii temperaturii de serviciu la solicitări mecanice de lungă durată în mediu oxidant. Un beneficiu neașteptat, de importanță economică vitală, al aplicării solidificării ultrarapide pentru superaliajele pe bază de Ni (efect neinclus în reprezentarea din figura 1, *c*) este reducerea substanțială cu — 50% a consumului de cobalt, element strategic, deficitar. Economisirea este posibilă prin creșterea flexibilității compozițiilor aliajelor procesabile prin solidificare ultrarapidă, comparativ cu gama compozițiilor clasice turnabile și forjabile. Superaliajele solidificate ultrarapid și prelucrate prin forjarea pulberilor rezultate sînt deja implementate industrial în tehnologia de fabricație a turbinelor cu gaze, atît pentru palete, cît și pentru alte componente ale etajului de temperatură înaltă al turbinei (discuri compresoare, ventilatoare).

În cazul oțelurilor, extinderea ansamblului condițiilor de funcționare (fig. 1, *d*) indusă de prelucrarea prin solidificare ultrarapidă este posibilă, în special, în sensul ridicării temperaturii de serviciu în atmosferă oxidantă sau de gaze sulfuroase. Relevante în această direcție sînt noile compoziții din aliaje Fe-Al, cunoscute prin excelenta lor rezistență la coroziune gazoasă, cărora, prin solidificare ultrarapidă, li se pot asigura microstructuri ductile. Unor asemenea aliaje li se deschide un larg cîmp de aplicații în construcții navale. În domeniul oțelurilor pentru aeronautică, cele mai interesante perspective le oferă reducerile substanțiale de greutate care se pot obține prin prelucrarea prin solidificare ultrarapidă a unei noi compoziții de oțeluri martensitice durificabile prin precipitare.

Dar categoria de oțeluri capabile să beneficieze în cea mai mare măsură de efectele structurale ale solidificării ultrarapide sînt oțelurile de scule. Principalul avantaj structural produs de solidificarea ultrarapidă este, în acest caz, micșorarea cu cîteva ordine de mărime a dimensiunii particulelor de carburi și, ca urmare, eliminarea costisitoarelor operații de finisare a dimensiunii acestora prin forjarea lingoului. În plus, sculele fabricate prin compactizarea pulberilor solidificate ultrarapid beneficiază de cîștiguri în duritate și tenacitate ca efect al germinării și creșterii unor noi tipuri de carburi, total distincte de cele întîlnite în oțelurile de scule prelucrate pe ruta clasică cu solidificare ca lingou.

Structuri interesante cu extensie de solubilitate în stare solidă se obțin prin solidificarea ultrarapidă a aliajelor fierului cu Cr, Mn, Ni, Co, Si, Al cu conținut ridicat de carbon (~2,1 C%). În funcție de conținutul și natura elementului de aliere se obțin, chiar la aceste conținuturi mari de C, structuri monofazice austenitice sau structuri austenitice, respectiv feritice cu precipitări de carburi. Granulația ultrafină și suprasaturarea soluției solide indusă de solidificarea ultrarapidă duc la proprietăți noi și la o modificare a comportamentului la tratament termic al austenitei din aceste aliaje neconvenționale.

În sfîrșit, în cazul aliajelor de Ti, solidificarea ultrarapidă deschide calea pentru aplicarea metalurgiei pulberilor la obținerea de piese în condiții de reducere a consumurilor de energie și de material metalic. Datorită reactivității chimice mari a titanului, pulberile obținute prin metodele convenționale sînt inadecvate ca omogenitate chimică și puritate. Procedeul de solidificare ultrarapidă prin extracție din picătură suspendată (o variantă a extracției din creuzet) permite să se obțină fibre scurte din aliaje de Ti care, consolidate prin presare izostatică la cald, duc la produse cu proprietăți comparabile sau chiar superioare celor obținute prin prelucrarea din lingou.

Lista aliajelor procesabile prin solidificare ultrarapidă în scopul obținerii de piese poate fi continuată. Un exemplu diferit și interesant îl oferă posibilitățile deschise de solidificare ultrarapidă pentru utilizarea directă a fibrelor scurte, în scopul obținerii de catalizatori metalici ieftini și cu activitate catalitică sporită sau ca materialele de ranforsare ieftine.

Structuri scheletice cu o mare suprafață de reacție din metale active catalitic ca : Pt, Rh și mai ales Ni pot fi obținute pornind de la pulberi solidificate ultrarapid din aliaje Al—Ni sau Al-Mo-Ni, cărora li se dizolvă în mediu caustic matricea de Al. Asemenea catalizatori de hidrogenare servesc la realizarea unor importante reacții de conversie.

Pe de altă parte, fibre scurte din oțel pentru ranforsarea betonului sau a unor materiale refractare, cu realizarea unor structuri de tip compozit, pot fi obținute, în mod avantajos, prin solidificare ultrarapidă, și anume, prin procedeul extracției din creuzet. Obținerea unor asemenea fibre scurte de ranforsare, cu secțiune optimă de ~0,3 mm² și ~30 mm lungime, utilizînd procedee clasice (tăierea repetată a sîrmei subțiri trefilată pornind de la lingou) este nerentabilă. În schimb, solidificarea ultrarapidă prin extracție din creuzet pe periferia unui disc de răcire cu suprafață canelată permite obținerea unor astfel de fibre într-o singură operație, dîndu-le și rugozitatea necesară pentru o bună adeziune la matricea compozitului. În plus, asemenea fibre scurte se pot obține din materiale inferioare (deșeuri retopite) întrucît se elimină necesitatea asigurării unor compoziții ductile necesare în operațiile clasice de laminare și trefilare a sîrmei. În sfîrșit, fibre scurte solidificate ultrarapid din Al, introduse în proporție de ~8% vol. în polimeri organici le conferă acestora suficientă conductivitate electrică pentru ca astfel de compozite să poată servi drept cabluri în instalații electrice din interiorul locuințelor.

Prof. dr. ing. I. Drăgan, dr. ing. V. Constantinescu şi dr. ing. R.L. Orban
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

Sinterturnarea — procedeu modern de realizare a pieselor din aliaje speciale şi materiale compozite

CZ : 621.762.5 : 746.01

Numeroase sînt situaţiile cînd într-un domeniu al ştiinţei şi tehnicii s-a realizat un progres, s-a deschis o nouă direcţie de dezvoltare, prin sinteza cunoştinţelor şi experienţei a două sau mai multor domenii de activitate. Un astfel de caz este apariţia, ca urmare a cercetării interdisciplinare, a unei noi metode de realizare a pieselor din materiale metalice sau compozite greu sau imposibil de prelucrat prin metodele clasice — sinterizarea prin infiltrare a amestecurilor de pulberi liber vărsate. Reprezentînd sinteza a două metode de fabricare a pieselor — agregarea de pulberi metalice prin sinterizare şi prelucrarea metalelor prin turnare, a fost denumită în lucrare, în mod sugestiv, „sinterturnare" [1], [3].

Metoda constă din umplerea cavităţii unei matriţe 1 (fig. 1), avînd configuraţia şi dimensiunile impuse piesei, cu o masă de pulbere 2, urmată de infiltrarea acesteia cu un aliaj adecvat în stare topită 3, preluat prin curgere gravitaţională (fig. 1,*a*) sau prin presiune hidrostatică (fig. 1, *b*), precum şi prin fenomenul de capilaritate din pîlnia de infiltrare 4. Sistemul este

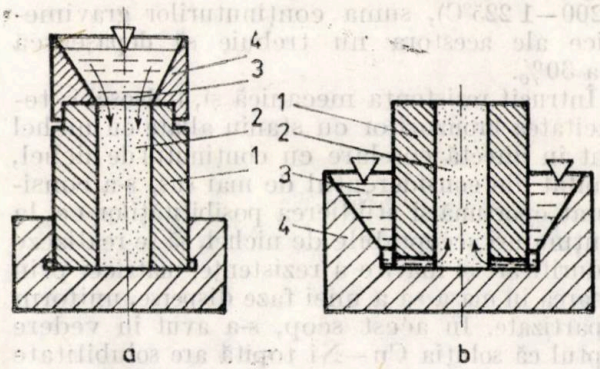


Fig. 1. Principiul elaborării pieselor prin sinterturnare : *a* — cu infiltrare prin curgere gravitaţională ; *b* — cu infiltrare prin presiune hidrostatică ; *1* — matriţă ; *2* — amestec de pulberi ; *3* — aliaj de infiltrare topit ; *4* — pîlnie de infiltrare

menţinut apoi la temperatură constantă pentru realizarea sinterizării cu fază lichidă în cursul căreia, în funcţie de activitatea reciprocă a componentelor amestecului de pulbere şi a aliajului de infiltrare, au loc procese de difuzie-solubilizare, disoluţie şi precipitare, reacţii de diferite tipuri ş.a., rezultînd, în final, un nou aliaj, omogen sau eterogen, denumit uzual „matrice". Aceasta poate „lega" prin difuzie sau prin simplă adsorbţie şi încapsulare mecanică anumite componente ale amestecului, eventual nemetalice, menite să confere proprietăţi speciale materialului complex astfel rezultat.

Din această succintă descriere tehnologică rezultă că prin alegerea adecvată a amestecului de pulberi şi a aliajului de infiltrare este posibilă realizarea, prin procesul de sinterizare cu fază lichidă, a unor aliaje, pseudoaliaje sau a unor materiale compozite într-o mare diversitate de compoziţii şi proprietăţi [4]. Pe de altă parte, aptitudinea pulberilor liber vărsate şi a aliajului de infiltrare topit de a „umple" cavitatea formei preluînd — după solidificarea fazei lichide — configuraţia şi dimensiunile acesteia, permite realizarea de piese în cele mai diferite forme şi dimensiuni, la compactităţi comparabile cu cele ale pieselor turnate.

Lucrarea prezintă o parte din cercetările efectuate pentru elaborarea, prin metoda sinterturnării, a unor materiale compozite de mare rezistenţă la uzare abrazivă, destinate fabricării sculelor de foraj cu diamante.

Pornind de la solicitările la care sînt supuse sculele în procesul de foraj, s-a stabilit că matricea aferentă acestora, pe lîngă rolul de încapsulare a granulelor de diamant care constituie principalele elemente active ale sculei, trebuie să aibă ea însăşi o mare rezistenţă la uzare abrazivă şi de eroziune asociată unor proprietăţi cît mai ridicate de rezistenţă la compresiune, încovoiere şi tenacitate [5].

Pentru a se asigura nu numai o rezistenţă ridicată la uzare, dar chiar o participare activă în procesul de foraj, s-a apreciat oportună prezenţa, în compoziţia matricei, a unor granule de carbură de wolfram elaborată prin topire (amestec W_2C—WC) care, pe lîngă microduritatea mai ridicată faţă de carbura de difuzie WC (cca 2500—3000 faţă de 1750 *HV*), asigură şi o granulaţie mai mare [6]. Aceasta face ca, pe lîngă contribuţia adusă la mărirea rezistenţei la uzare a matricei, o parte dintre granulele de carbură încorporate în matrice să participe direct, alături de diamante, la procesul de sfărîmare şi dislocare a rocilor.

Legarea granulelor de carbură de wolfram impune prezenţa în aliajul matricei a unor elemente care fac soluţie solidă cu aceasta. După cum se cunoaşte [7], sînt de luat în considerare, în acest sens, cobaltul şi nichelul. Deşi utilizat la elaborarea aliajelor dure WC-Co, s-a apreciat ca inoportună introducerea cobaltului în compoziţia amestecului de pulberi sau a aliajului de

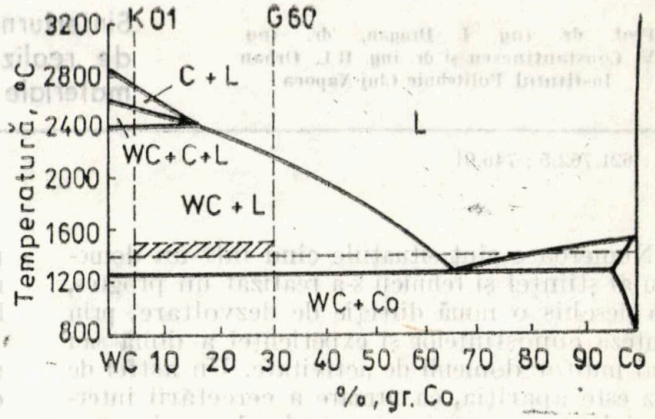


Fig. 2. Domeniul compoziţiilor uzuale şi al temperaturilor de sinterizare cu fază lichidă al aliajelor dure WC—Co [10]

infiltrare, deoarece, sinterizarea WC cu fază lichidă pe bază de cobalt reclamă temperaturi de cca 1 450°C (fig. 2). Ori, asigurarea stabilităţii termochimice a diamantelor limitează temperatura de infiltrare la cca 1 200°C în cazul utilizării diamantelor naturale şi respectiv la cca 1 050°C în cazul diamantelor sintetice [8]. Ca urmare, s-a apreciat că utilizarea nichelului pentru legarea prin difuzie a WC este favorabilă. Din datele publicate [7], acesta formează cu carbura de wolfram o soluţie solidă γ de WC în Ni, avînd limita de solubilitate la temperatura ambiantă de cca 20—25% şi o bună rezistenţă mecanică. Deşi formarea acestei soluţii e posibilă şi prin difuzie în stare solidă, scurtarea duratei procesului impune aducerea nichelului în stare topită, ceea ce, de asemenea, reclamă temperaturi de peste 1 455°C. Spre a coborî această temperatură este posibilă alierea sa cu cuprul, avînd în vedere că solubilitatea totală a celor două elemente permite unei părţi din nichelul conţinut în soluţia solidă Cu-Ni să solubilizeze carbura de wolfram. Analizînd, însă, curbele lichidus ale sistemului ternar Cu—Ni—Sn (fig. 3) se constată posibilitatea unei şi mai accentuate scăderi a temperaturii dacă nichelul este incorporat într-un aliaj Cu—Ni—Sn. Prezentînd solubilitate totală cu cuprul, nichelul pătrunde în soluţia solidă Cu—Sn, în care se adaugă cuprul (avînd coeficient de echivalare negativ), ceea ce asigură aceeaşi posibilitate de interdifuziune a sa cu granulele de carbură de wolfram ca şi în cazul anterior. În plus, duce la o masă de bază a aliajului matrice sub forma unui bronz cu staniu aliat cu nichel, avînd proprietăţi ridicate de rezistenţă mecanică la uzare abrazivă şi la coroziune [9]. Proporţia de nichel trebuie, însă, corelată cu cea de staniu, din diagrama Cu—Ni—Sn rezultînd că, pentru menţinerea temperaturii lichidus la valori de max. 1 050°C (cărora le corespund temperaturile de infiltrare de max. 1 200—1 225°C), suma conţinuturilor gravimetrice ale acestora nu trebuie să depăşească cca 30%.

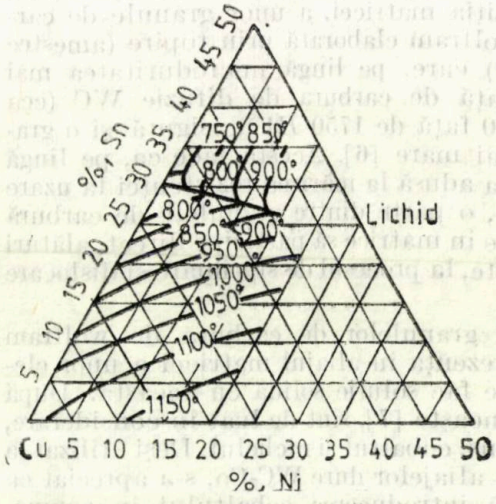


Fig. 3. Izotermele lichidus din diagrama de echilibru a sistemului ternar Cu—Ni—Sn [7]

Întrucît rezistenţa mecanică şi, îndeosebi, tenacitatea bronzurilor cu staniu aliate cu nichel sînt în directă corelare cu conţinutul de nichel, limitat din considerentul de mai sus, s-a considerat oportună şi studierea posibilităţilor ca, la conţinuturi acceptabile de nichel, să se realizeze o durificare şi mărire a rezistenţei matricei prin crearea în masa sa a unei faze disperse, uniform repartizate. În acest scop, s-a avut în vedere faptul că soluţia Cu—Ni topită are solubilitate limitată şi variabilă cu wolframul, limita maximă de solubilitate fiind de 18% [7]. Prin răcire, datorită precipitării unei părţi din wolframul dizolvat o dată cu scăderea solubilităţii sale în soluţia de Cu—Ni, cresc din nou şi se rotunjesc granulele iniţiale de wolfram care, la cristalizarea fazei lichide, sînt legate prin zonele de difuziune reciprocă în reţeua continuă de aliaj ternar Cu—Ni—W care le înconjură. Se formează, astfel, aşa-numitul „aliaj greu" cu foarte bune proprietăţi de rezistenţă mecanică şi tenacitate [10]. Ca urmare, s-a apreciat oportună şi elaborarea unor variante de matrice cu structură apropiată de cea a aliajelor grele, matrice care are conţinuturi mai reduse de nichel, dar care conţine şi wolfram.

Avîndu-se în vedere deziderатul enunțat al unor temperaturi cît mai scăzute de sinterturnare, în corelație inversă cu conținutul de nichel al matricei, într-o primă etapă au fost abordate cercetări pentru elaborarea unor materiale compozite cu conținut redus de nichel.

Pe baza considerentelor de mai sus, drept aliaj de infiltrare a fost ales bronzul de turnătorie cu staniu Cu Sn 14 [11], cunoscute fiind proprietățile sale de rezistență la uzare, întreaga cantitate de nichel urmînd a se include în amestecul de pulberi. Experimental, s-a constatat însă că acest aliaj nu prezintă proprietăți corespunzătoare de infiltrabilitate. Pentru ameliorarea lor, prin introducerea în compoziția aliajului a unor mici adaosuri de mangan și siliciu, s-a acționat în sensul micșorării temperaturilor lichidus și solidus, precum și a scăderii tensiunii superficiale. De asemenea, avîndu-se în vedere tendința de segregație dendritică a bronzurilor, pentru evitarea acesteia și formarea unei structuri cît mai fine, în compoziție a fost introdus și feromolibden cu rol de modificator [9].

Proprietățile aliajului de infiltrare astfel obținut, notat cu L_1 (liant nr. 1), comparativ cu cele ale bronzului cu 14% Sn, extrase din standard, sînt prezentate în tabelul 1. Se observă că, într-adevăr, temperaturile lichidus și solidus sînt mai mici, intervalul de cristalizare mai redus, iar proprietățile mecanice net superioare.

Celelalte componente virtual necesare în matrice (W_2C + WC, W, Ni) au fost introduse sub formă de pulberi în compoziția amestecului.

Astfel, carbura de wolfram, principalul component în asigurarea durității și rezistenței la uzare abrazivă, a fost introdusă în proporții variabile între 0 și 72% (tab. 2), notarea amestecu-

Tabelul 1

Principalele proprietăți fizice și mecanice ale aliajului de infiltrare L_1 (Cu—Sn/Mn, Si, Mo), comparativ cu cele ale bronzului cu staniu Cu Sn 14

Sursa valorilor	Proprietățile fizice			Proprietățile mecanice						
	$t_{lichidus}$, °C	$t_{solidus}$, °C	$t_1 - t_s$, °C	R_m, daN/mm²	E, daN/mm²	R_c, daN/mm²	R_i, daN/mm²	KØ/□, daJ/cm²	HRB	RUA, daJ/mm³
Determinate	892	730	162	23—25	$1{,}08 \cdot 10^4$	108,78	56,12	3,86/5,26	87—91	80—94
STAS 196/2—83 pt. CuSn 14	970	798	172	20	—	—	—	—	36—42 (75HB)	—

Tabelul

Proprietățile mecanice ale materialelor compozite elaborate prin sinterturnarea amestecurilor de pulberi W_2C + WC—W—Ni (A_1 ... A_4) cu aliajul de infiltrare Cu—Sn/Mn,Si, Mo (liant L_1), în funcție de conținutul de carbură al amestecului

Proprietatea	Unitatea de măsură	Amestecul infiltrat de CW, W, Ni, %				Aliajul de infiltrare, L_1
		A_1^* + L_1	A_2 + L_1	A_3 + L_1	A_4 + L_1	
		—/80/5	30/65/5	55/40/5	72/23/5	
Rezistența la tracțiune, R_m	daN/mm²	neconcludent	13—18	12—13	16—19	23—25
Modulul lui Young, E	daN/mm²	neconcludent	$1{,}6 \times 10^4$	$1{,}5 \times 10^4$	$2{,}3 \times 10^4$	$1{,}08 \times 10^4$
Rezistența la compresiune, R_c	daN/mm²	67—69	85—98	113—119	114—120	108
Rezistența la încovoiere, R_i	daN/mm²	49—59	56—60	50—52	33—34	56
Reziliența, KØ/K□	daJ/cm²	2,2—3,2 / neconcludent	2—3,4 / 2—3	2,4—2,8 / 2,3—3	2,4—3 / 2,1—2,5	3,8—5,2
Duritatea	HRC	15—22	22—33	30—40	32—45	87—91 HRB
Rezistența la uzare abrazivă, RUA	daJ/mm³	43—51	217—240	374—413	409—453	80—94
Rezistența la uzare relativă față de aliajul L_1	%	50—58	250—275	430—475	470—520	100

* Conține, în locul CW, 15% Cu

rilor cu $A_1 ... A_4$ fiind în ordinea crescătoare a acestora. Granulația sa a fost aleasă dintr-un spectru relativ larg (150—37 microni) pentru a asigura posibilitatea ca granulele mari să aibă rol activ în procesul de foraj, iar granulele mici să contribuie la durificarea masei matricei. Nichelul, spre a se dizolva cît mai ușor în aliajul Cu—Sn și spre a-și exercita rolul arătat de legare prin difuzie a carburii de wolfram, a fost introdus sub formă de pulbere foarte fină (—37 microni). Pentru a se asigura o temperatură cît mai scăzută de solubilizare a sa și de formare a aliajului ternar, proporția în amestec a fost aleasă de 5%, fiind menținută constantă la toate amestecurile studiate în această primă etapă. În sfîrșit, wolframul, cu rolul său de formare a fazei disperse de aliaj greu, a fost introdus, de asemenea, sub formă de pulbere foarte fină (— 37 microni). Proporția sa a fost variată în contrabalans cu cea de carbură (tab. 2).

Elaborarea materialelor compozite din amestecurile de pulberi $A_1 \cdots A_4$ și aliajul de infiltrare L_1 considerat s-a făcut prin sinterturnare în matrițe din grafit, la temperaturi cu cca 150°C peste temperatura lichidus a infiltrantului și durate de 15 minute.

Microstructura tipică a materialelor compozite obținute prin sinterturnare, în cazul amestecurilor care conțin carbură de wolfram, este prezentată în figura 4, *a*. Se remarcă granulele de carbură înglobate prin difuzie în aliajul matrice, particulele foarte fine de wolfram uniform dispersate și legate prin difuzie în soluția solidă Cu-Ni-W-Sn constituind masa de bază. La o mărire mai mare (fig. 4, *b*) microduritatea este descrescătoare de la granulă spre masa de matrice (dovedită de dimensiunile crescătoare ale amprentelor).

Proprietățile mecanice ale materialelor elaborate sînt sintetizate în tabelul 2, în care sînt redate și proporțiile principalilor componenți. Pentru comparație, în ultima coloană sînt reluate proprietățile aliajului de infiltrare.

Din analiza variației acestor proprietăți cu conținutul de carbură de wolfram, se constată o creștere substanțială a modulului de elasticitate și, implicit, a rigidității materialelor compozite care conțin carbură de wolfram, față de aliajul liant. Valorile acesteia, crescătoare o dată cu conținutul de carbură, se reflectă și în creșterea rezistenței la compresiune și menținerea în limite acceptabile a rezilienței, ceea ce asigură proprietăți corespunzătoare la principalele solicitări de rezistență la care este supus corpul sculei în procesul de foraj : compresiune și încovoiere dinamică. Totodată, duritatea și rezistența la uzare abrazivă, calități indispensabile sculei, cresc de 2,5...5 ori față de cele ale aliajului liant.

Aceste proprietăți diferențiate asigură posibilitatea utilizării materialelor compozite astfel

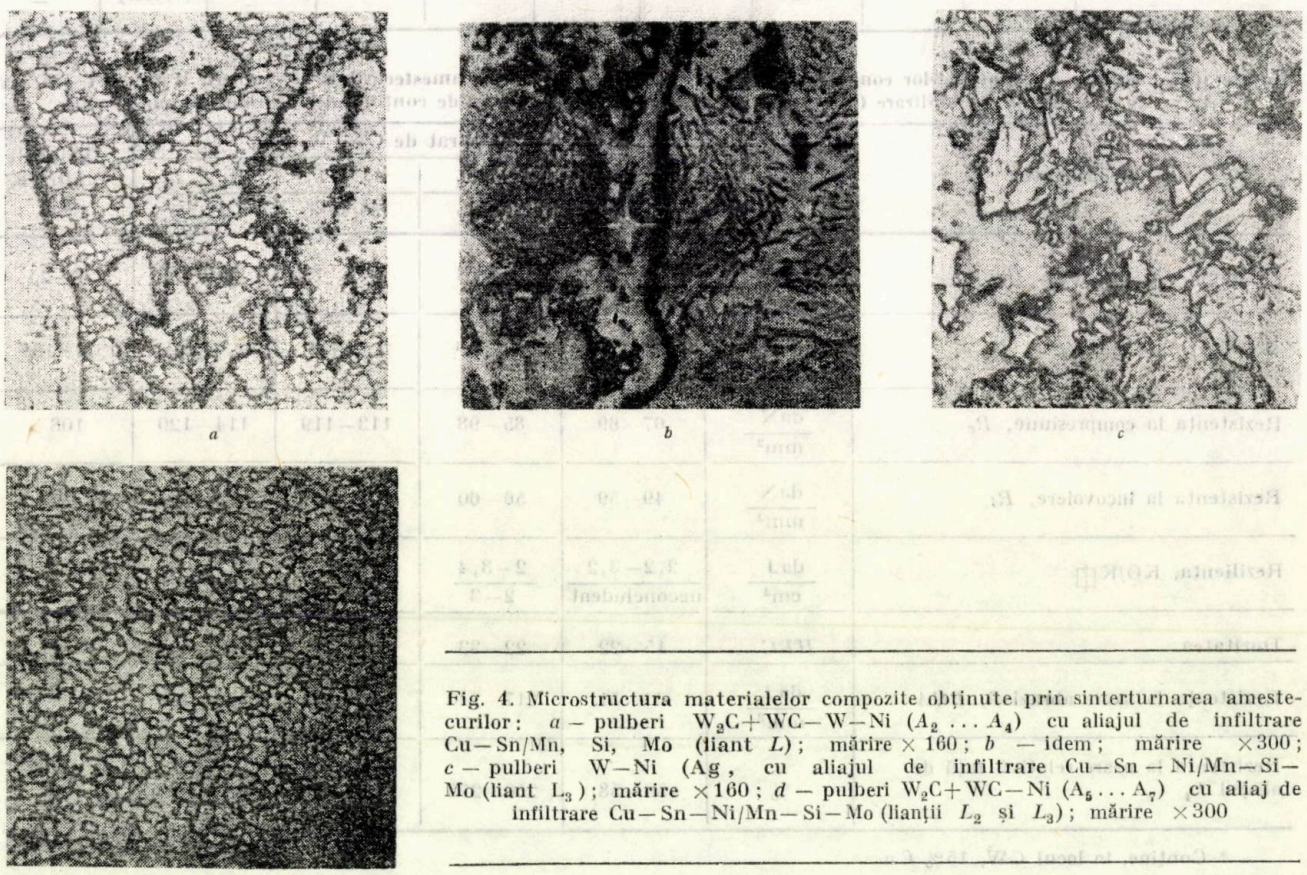


Fig. 4. Microstructura materialelor compozite obținute prin sinterturnarea amestecurilor : *a* — pulberi $W_2C+WC-W-Ni$ ($A_2 \ldots A_4$) cu aliajul de infiltrare Cu—Sn/Mn, Si, Mo (liant *L*) ; mărire × 160 ; *b* — idem ; mărire ×300 ; *c* — pulberi W—Ni (Ag , cu aliajul de infiltrare Cu—Sn — Ni/Mn—Si—Mo (liant L_3) ; mărire ×160 ; *d* — pulberi $W_2C+WC-Ni$ ($A_5 \ldots A_7$) cu aliaj de infiltrare Cu—Sn—Ni/Mn—Si—Mo (lianții L_2 și L_3) ; mărire ×300

elaborate pentru fabricarea sculelor cu diferite grade de duritate dinamică în procesul de foraj : moi și respectiv tari.

Referitor la materialul obținut pe baza amestecului A_1 care nu conține carbură de wolfram, proprietățile mai scăzute ale acestuia se explică prin faptul că, deși amestecul supus sinterturnării a conținut 5 % Ni, proporția totală a acestuia în sistem față de proporția totală de cupru (avînd conținutul de cca 80 % în aliajul de infiltrare și 15 % în amestecul de pulberi — pentru compensarea lipsei carburii de wolfram) este insuficientă formării aliajului greu susmenționat. Ca urmare, granulele de wolfram au rămas, în mare măsură, nelegate în masa de bază — fapt care explică comportarea neconcludentă la unele încercări mecanice (tab. 2).

Urmărindu-se, într-o a doua etapă a cercetărilor, realizarea unor materiale compozite cu performanțe cît mai ridicate, indiferent de conținutul total de nichel, au fost concepute noi aliaje de infiltrare (respectîndu-se condiția păstrării temperaturii de sinterturnare în limitele specificate), precum și amestecuri de pulbere corespunzătoare acestora.

Astfel, pentru evidențierea influenței nichelului, s-au făcut încercări de mărire a proporției acestuia la 15, 25, 30, 35 respectiv 40 %. Deoarece s-a constatat că încorporarea unor asemenea proporții în aliajul liant Cu-Sn topit direct la infiltrare necesită timp, impunînd prelungirea corespunzătoare a timpului de infiltrare, s-a ajuns la concluzia că o parte din acesta trebuie să fie inclus în liant, reducîndu-se în mod corespunzător conținutul de staniu astfel încît suma conținuturilor celor două să nu depășească limita arătată, de cca 30 %, care asigură menținerea temperaturilor de infiltrare în limitele admisibile pentru diamantele naturale. Dezideratul măririi fluidității aliajului a impus și creșterea proporției de mangan introdus sub formă de feromangan. S-a ajuns, astfel, la aliajele liant „L_2" și respectiv „L_3", cu 10 și respectiv 20% nichel, ale căror principale proprietăți sînt prezentate în tabelul 3.

Se observă că înseși proprietățile mecanice ale acestora sînt superioare celor ale liantului L_1 datorită faptului că proporția mare de nichel determină atît alierea soluției solide α de Sn în Cu libere cît și a celei eutectoide. În schimb, au temperaturi lichidus mai ridicate, reclamînd temperaturi de infiltrare mai mari, care nu depășesc însă 1 200—1 225 °C.

Amestecurile de pulberi au fost în așa fel concepute încît să permită studierea influenței conținutului de nichel în absența wolframului (amestecurile A_5—A_7, tab. 4) care, la conținuturi mari de nichel, își pierde din rolul menționat de îmbunătățire a proprietăților mecanice ale matricei, permițînd o mai bună valorificare a proprietăților de duritate ale carburii necesare elaborării sculelor extradure. Prin utilizarea aliajelor de infiltrare specificate în tabel, se obțin compozițiile dorite.

Astfel, variația proprietăților mecanice cu conținutul de nichel, în absența wolframului rezultă din tabelul 4, coloanele 2—4. Se remarcă proprietățile de rezistență în general superioare celor corespunzătoare conținutului de numai 5 % Ni aferente amestecurilor sinterturnate utilizînd liantul L_1 (tab. 2). Concomitent cu creșterea durității și rezistenței la uzare abrazivă, o dată cu mărirea conținutului de nichel se realizează și o mărire a rezilienței, ceea ce asigură o tenacitate sporită sculelor, permițînd utilizarea acestor materiale la elaborarea sculelor dure de dimensiuni mari (pentru sonde).

În tabelul 4 au fost inserate și proprietățile materialului realizat din amestecul A_7 cu liantul L_3 (coloana 4). Deși are aproximativ același conținut total de nichel cu materialul obținut prin infiltrarea amestecului A_5 cu L_2 (prima coloană), diferă de acesta prin conținutul mai mare de carbură în amestecul inițial supus infiltrării. Drept consecință, duritatea sa este mai mare depășind-o chiar pe cea aferentă celorlalte materiale cu conținut mai mare de nichel (coloanele 2 și 3). În schimb, rezistența la uzare abrazivă, chiar la conținuturi mai mici de carbură este mai mare dacă conținutul de nichel e mai mare (amestecul $A_6 + L_3$). Rezultă că la valori suficient de mari ale conținutului de carbură de wolfram, conținutul de nichel are influență hotărîtoare asupra rezistenței la uzare abrazivă. Explicația rezidă în mărirea tenacității matricei care leagă granulele de carbură, datorită structurii predominant eutectoide și foarte fine a bronzului aliat cu nichel (fig. 4,*c*).

Tabelul 3

Principalele proprietăți fizice și mecanice ale aliajelor de infiltrare L_2 și L_3 (Cu—Sn—Ni/Mn, Si, Mo), comparativ cu cele ale aliajului de infiltrare L_1 (Cu—Sn/Mn, Si, Mo)

Aliaj	T lichidus, °C	R_m, daN/mm²	E, daN/mm²	R_c, daN/mm²	R_i, daN/mm²	$KO/\square$, da/cm²	HRB	RUA, daJ/mm³	Rezistența la abraziune relativă, L_1
L_1	892	23—25	$1{,}08 \cdot 10^4$	108,78	56,12	3,86 5,26	87—91	80—94	100
L_2	1025	23—36	$1{,}20 \cdot 10^4$	150,16	83,66	9,44 5,15	88—94	35—43	40—49
L_3	1046	18—26	$1{,}16 \cdot 10^4$	116,832	105,19	3,82 4,79	101—105	100—122	115—140

Tabelul 4

Proprietățile mecanice ale materialelor compozite elaborate prin sinterturnarea amestecurilor de pulberi $W_2C+WC-N$ (A_5 ... A_7), $W_2C+WC-Ni-W$ (A_8) și $W-Ni$ (A_9) cu aliaje de infiltrare Cu—Sn—Ni/Mn, Si, No (lianți L_2 și L_3), în funcție de conținutul de nichel, de carbură și respectiv de wolfram, introduse în sistem prin amestecul de pulberi și aliajul de infiltrare

Proprietatea	Unitatea de măsură	Amestecul de infiltrare + Liant (CW, W, Ni_A + Ni_L)						
		$A_5 + L_2$	$A_5 + L_3$	$A_6 + L_3$	$A_7 + L_3$	$A_8 + L_2$	$A_8 + L_3$	$A_9 + L_3$
		84/—/16 + 10	84/—/16 + 20	83/—/17 + 20	92/—/8 + 20	89/5/6 + 10	89/5/6 + 20	—/86/14 + 20
	Coloana	1	2	3	4	5	6	7
Rezistența la tracțiune, R_m	$\frac{daN}{mm^2}$	29—37	32—35	29—37	29—31	20—26	22—28	46—50
Modulul lui Young, E	$\frac{daN}{mm^2}$	$2,4\times10^4$	$2,4\times10^4$	$2,0\times10^4$	$2,0\times10^4$	$2,8\times10^4$	$2,9\times10^4$	$2,0\times10^4$
Rezistența la compresiune, R_c	$\frac{daN}{mm^2}$	111—113	119—121	126—130	134—138	124—126	126—132	160—176
Rezistența la încovoiere, R_i	$\frac{daN}{mm^2}$	57—60	58—65	56—62	54—51	39—44	42—48	110—130
Reziliența, $KO/K\square$	$\frac{daJ}{cm^2}$	3—3,7 2,9—3,3	3—3,6 2,6—3,4	3,5—4,5 3—4,2	2,9—3,1 2,6—3,1	3—4 2,5—3,2	3—3,2 2,5—3,4	16—28 18—22,5
Duritatea	*HRC*	36—45	34—44	40—46	42—50	43—52	48—53	27—35
Rezistența la uzare abrazivă, *RUA*	$\frac{daJ}{mm^3}$	500—557	596—657	748—826	609—674	652—720	722—800	19—25
Rezistența la uzare relativă față de aliajul L_1	%	575—640	685—755	860—950	700—775	750—875	830—920	22—29

Înlocuirea unei părți din nichel și din carbura de wolfram prin wolfram (cu cîte 3 % la amestecul A_8 față de A_7 păstrîndu-se, aproximativ, aceeași granulație a carburii, deși la același conținut de nichel determină o ușoară scădere a rezistenței la uzare abrazivă (tab. 4, coloanele 4 și 6), aparent surprinzător, duce la creșterea durității, care se menține ridicată chiar la scăderea conținutului de nichel (coloana 5). Aceasta se explică prin crearea de către wolfram a fazei disperse caracteristice de aliaj greu, uniform repartizate în masa matricei (similară celei din figura 4,*a*). Aceste proprietăți recomandă materialele respective pentru scule de dimensiuni mari (pentru sonde) extradure și speciale.

În sfîrșit, în absența carburii de wolfram (amestecul A_9) dar la o proporție suficientă de nichel (tab.4) spre deosebire de cazul analizat în prima etapă a amestecului A_1 conținînd doar 5 % nichel, e posibilă formarea aliajului greu specificat, cu legarea particulelor de wolfram fin și uniform dispersate în masa de soluție solidă Cu-Ni-Sn-W (fig. 4,*c*). Aceasta duce la foarte bune proprietăți de tenacitate (tab. 4), dar la o rezistență mai scăzută la uzare abrazivă. Ca urmare, materialul se recomandă pentru scule moi dar de dimensiuni mari (pentru sonde), puternic solicitate mecanic în procesul de foraj.

BIBLIOGRAFIE

[1] Constantinescu, V., Orban, R., L., Firănescu, M.: *Considerații asupra aliajelor obținute din amestecuri de pulberi de wolfram și nichel prin infiltrare cu aliaje cupru-staniu-nichel-mangan.* Creația tehnică și fiabilitatea în construcția de mașini, I. P. Iași, 1978, partea a II-a, p. 272—276.

[2] Topan, D., Constantinescu, V., Orban, R. L., Domșa, S.: *Unele aspecte ale sinterizării prin infiltrare a amestecurilor de pulberi liber vărsate.* A II-a Conferință națională de metalurgia pulberilor, Cluj-Napoca, 1983, p. 173—180.

[3] Constantinescu, V., Orban, R. L., Domșa S., Firănescu, M., Coman, S.: *Properties of some wear resistant special sintered materials.* International Powder Metallurgy Conference, Düseldorf, 1986.

[4] Drăgan, I., Constantinescu, V., Orban R. L.: *Contribuții la asimilarea fabricării unor materiale metalice deficitare prin valorificarea superioară a resurselor refolosibile și elaborarea de aliaje cu proprietăți speciale.* In: Metalurgia, R.S.R., 38, 1986, nr. 11, p. 558—562.

[5] Constantinescu, V., Orban, R. L., Firănescu, M., Coman, S., Topan, D., Domșa, S., Demetrescu, M., König, R.: *Asupra proprietăților unor aliaje speciale elaborate prin infiltrarea amestecurilor de pulberi metalice liber vărsate utilizate la fabricarea sculelor de foraj cu diamante.* A II-a Conferință națională de metalurgia pulberilor, Cluj-Napoca, 1983.

[6] * * * Tungsten Fused Carbide W_2C—WC, General Information. Eurotungstene Powders 4.1., Grenoble, 1986.

[7] * * * Metals Handbook, vol. 8, Metallography, Structures and Phase Diagrams. A.S.M., New York, 1978.

[8] Bănuleasa, G. Teză de doctorat. Institutul de Petrol și Gaze, Ploiești, 1985.

[9] Firănescu, M., Constantinescu, V., Orban, R., L., Coman, S., Domșa, S., Topan, D.: *Asupra unor aliaje de infiltrare utilizate la elaborarea de materiale rezistente la uzare.* Simpozionul de studiul metalelor și tratamente termice, Timișoara, 1981.

[10] Lenel, F. W.: Powder Metallurgy, New York, 1983

[11] STAS 186/2 — 83.

Prof. dr. ing. Maria Petrescu, dr. ing. Mihaiela Isac, fiz. D. Bojin și ing. Mariana Călin
Institutul Politehnic București

Aliaje și prealiaje din sisteme amorfizabile

CZ : 669.018

Aliajele amorfe sau sticlele metalice reprezintă o categorie principial nouă de materiale metalice create în acest secol. Suprimarea cristalizării topiturilor metalice sau vitrificarea acestora prin solidificare ultrarapidă a trecut de la stadiul de laborator la obținerea de produse oferite comercial pentru diverse aplicații, în special în industria electrotehnică și electronică [1].

Lucrarea își propune să aducă o contribuție la analiza aliajelor amorfizabile sub un aspect pe care s-a insistat mai puțin în literatura vastă a acestui domeniu, abordînd un punct de vedere specific metalurgiei fizice, și anume, cel al corelației cu structurile de echilibru. Asemenea corelații pot prezenta interes atît la stabilirea și verificarea compozițiilor amorfizabile cît și la interpretarea transformărilor care au loc la devitrificarea aliajelor amorfe prin încălzire.

Acest al doilea punct de interes este accentuat de cercetările recente care preconizează, pentru sticlele metalice, nu numai utilizări directe ca materiale amorfe ci și utilizări indirecte într-o nouă ipostază a acestor materiale ca precursori de aliaje cristaline cu structuri noi, rezultate prin devitrificare la încălzire.

Din metalurgia fizică a aliajelor tradiționale este bine cunoscut faptul că transformările la încălzirea structurilor metastabile, rezultate prin călire, se produc printr-o succesiune de stări de tranziție și nu direct la starea de echilibru. În cazul aliajelor amorfe, care reprezintă starea extremă de metastabilitate a sistemului, este de așteptat ca rutele prin care se ajunge prin încălzire la starea cristalină de echilibru termodinamic a materialului să fie complexe și, foarte probabil, diferite de cele din aliajele tradiționale.

Modalitățile de descompunere la încălzire a soluției solide amorfe în faze cristaline sînt foarte sensibile la variații de concentrație în corelație cu poziția aliajului în diagrama de echilibru fazic.

Acest fapt este ilustrat de calculele efectuate pentru aliajele amorfizabile din sistemul Fe—B, aliaje importante practic pentru proprietățile lor feromagnetice. Reacțiile posibile indicate de Köster și Herold [2], [3], pentru descompunerea la încălzire a aliajelor amorfe din acest sistem, sînt reprezantate schematic în figura 1. Deducerea acestor reacții de transformare fazică este făcută în figura 2 prin construcția tangentei comune la curbele de variație a energiei libere cu compoziția pentru cinci faze solide, stabile sau metastabile, posibile în sistem pînă la 33 %at. B (respectiv 8,83 % g B). Au fost luate în considerare fazele stabile din diagrama de echilibru a sistemului Fe—B (fig. 3) (Fe α și compusul Fe_2B între care se formează un eutectic ușor fuzibil la 17 % at. ,respectiv 3,8 % g B). De asemenea, au fost luate în considerare fazele metastabile, și anume soluția solidă amorfă, soluția solidă cristalină suprasaturată pe bază de Feα și compusul metastabil Fe_3B analog cementitei avînd rețea cu parametrii $a = 4{,}445$ Å, $b = 5{,}433$ Å și $c = 6{,}656$ Å.

Examinînd în corelație figurile 1, 2 și 3 se pot trage următoarele concluzii :

— Reacția de cristalizare primară de grăunți de Feα [2] duce prin procese de difuzie la îmbogățirea în bor a matricei amorfe, care se transformă ulterior la o ușoară ridicare a temperaturii de recoacere în compusul metastabil Fe_3B. O asemenea succesiune a transformărilor la devitrificare prin încălzire a fost efectiv observată în aliajul amorf $Fe_{86}B_{14}$ (fig. 1, *a*). Acesta este un aliaj hipoeutectic cu 3,06 % g B, avînd în structura de echilibru cca 20 % cristale proeutectice de Feα și cca 80 % eutectic (Feα + Fe_2B).

— Reacțiile de cristalizare polimorfă fără difuzie [1], [4] duc la transformarea soluției solide amorfe într-o soluție solidă cristalină suprasaturată de B în Feα și, respectiv, la transformarea soluției solide amorfe în compusul metastabil Fe_3B. A doua transformare a fost efectiv observată la devitrificarea aliajului amorf $Fe_{75}B_{25}$ ((fig. 1, *c*). Aliajul $Fe_{75}B_{25}$ are compoziția stoichiometrică a compusului metastabil Fe_3B; după poziția în diagrama de echilibru (fig. 3) acest aliaj cu 6,07 % g B este un aliaj hipereutic avînd în structnra de echilibru cca jumătate (55 %) eutectic și restul de 45 % cristale proeutectice din compusul de echilibru Fe_2B. Semnificativ, din punctul de vedere al metalurgiei fizice, este faptul că viteza de formare prin cristalizare polimorfă a compusului metastabil Fe_3B este foarte sensibilă la mici variații în compoziția aliajului amorf; o ușoară abatere de 1 % față de compoziția stoichiometrică ($Fe_{74}B_{26}$ în loc de $Fe_{75}B_{25}$) micșorează de cinci ori viteza transformării. Exprimată în procente de greutate, uzuale în analiza chimică, o asemenea variație de compoziție reprezintă abia 0,3 % g (6,37 % B în loc de 6,07 %), iar ca efect structural reprezintă o modificare cu 6 % a cantității de eutectic din microstructura de echilibru. Ținînd seamă de compozițiile neuzuale la care se formează sticlele metalice, o verificare

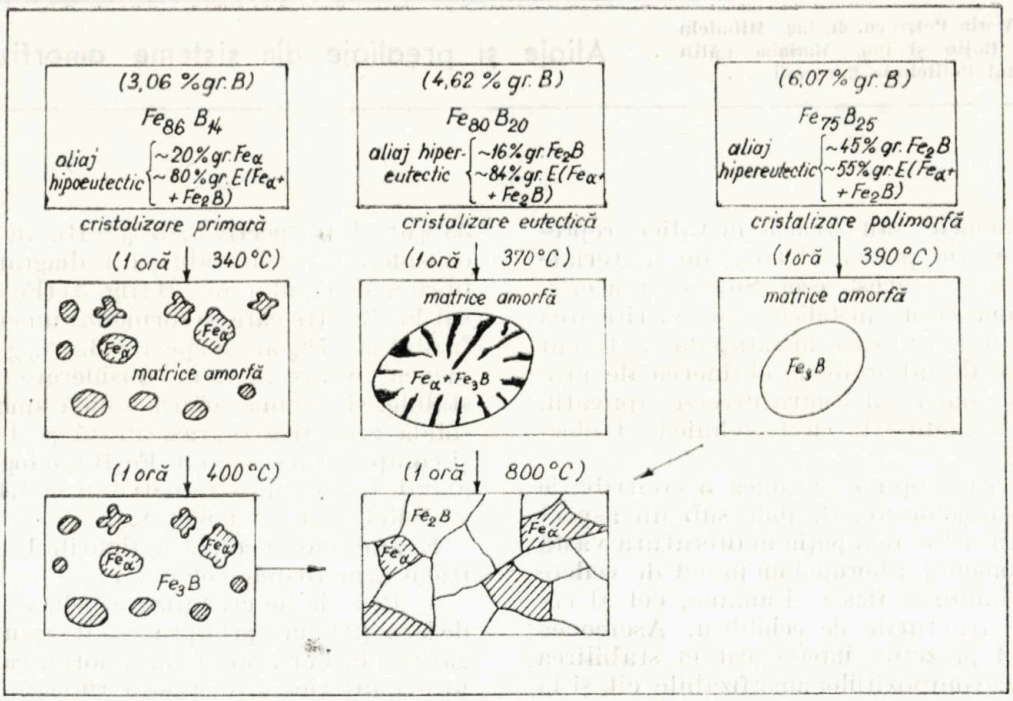


Fig. 1. Reprezentarea schematică a reacţiilor la cristalizarea aliajelor amorfe din sistemul Fe—B: *a* — reacţii de transformare fazică la devitrificarea la încălzire a aliajului amorf $Fe_{86}B_{14}$ (aliaj hipoeutectic în diagrama parţială de echilibru fazic a sistemului Fe—Fe_2B); *b* — reacţii de transformare fazică la devitrificarea la încălzire a aliajului amorf $Fe_{80}B_{20}$ (aliaj hipereutectic în diagrama parţială de echilibru fazic a sistemului Fe—Fe_2B); *c* — reacţii de transformare fazică la devitrificarea la încălzire a aliajului amorf $Fe_{75}B_{25}$ (aliaj hipereutectic în diagrama de echilibru fazic a sistemului Fe—Fe_2B)

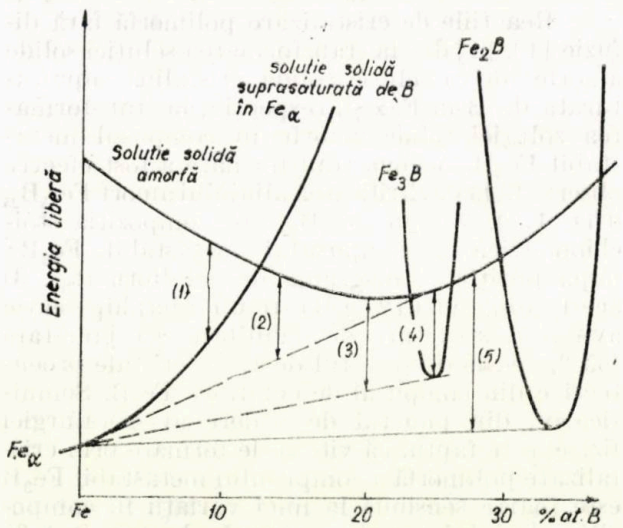


Fig. 2. Diagrama de variaţie cu compoziţie a energiei libere a fazelor stabile (Feα, Fe_2B) şi metastabile (soluţie solidă amorfă, soluţie solidă cristalină suprasaturată de B în Feα, compus metastabil Fe_3B), cu indicarea reacţiilor posibile la devitrificarea la încălzire a sticlelor metalice din sistemul Fe—B: *(1)* — cristalizarea polimorfă a aliajului amorf cu formare de soluţie solidă cristalină suprasaturată de B în Feα; *(2)* cristalizarea primară de Feα, cu îmbogăţire în bor a matricei amorfe a aliajului; *(3)* cristalizare eutectică, constînd din descompunerea aliajului amorf în amestecul eutectic de faze cristaline (Feα + Fe_3B); *(4)* cristalizarea polimorfă a aliajului amorf cu formare de compus cristalin Fe_2B; *(5)* cristalizarea eutectică, constînd din descompunerea aliajului amorf în amestecul eutectic de faze cristaline (Feα + Fe_2B)

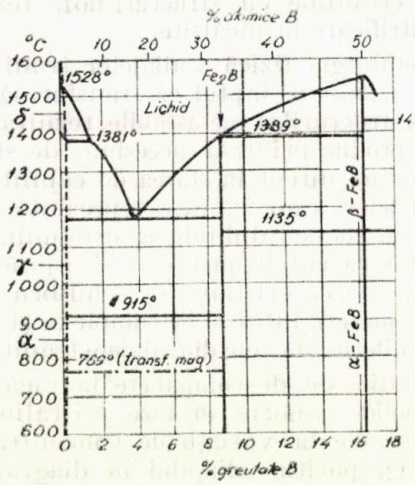


Fig. 3. Diagrama de echilibru fazic a sistemului de aliaje Fe—B

prin microstructură a compoziţiei aliajului poate deveni utilă.

— Reacţia de cristalizare eutectică [5], cu formarea directă a amestecului fazelor de echilibru (Feα + Fe_2B) din soluţia solidă amorfă, deşi are cea mai mare forţă motrice (fig. 2) nu se produce în stadiile iniţiale ale cristalizării la încălzire a aliajelor amorfe, ci numai ca stadiu final de descompunere a compusului metastabil

Fe_3B (fig. 1). În schimb, reacția de cristalizare eutectică [3] cu formarea amestecului fazic $Fe\alpha + Fe_3B$ din soluția solidă amorfă a fost efectiv observată în aliajul amorf $Fe_{80}B_{20}$ (fig. 1, *b*). Compoziția $Fe_{80}M_{20}$ este compoziția prototip pentru sticlele metalice feromagnetice formate între un metal de tranziție și un metaloid, conținutul de metaloid asigurînd împachetarea densă în modelul structural propus de Bernal [4] pentru structurile amorfe. În sistemul Fe—B, compoziția $Fe_{80}B_{20}$ corespunde la 4,62 % g B, fiind reprezentată în diagrama de echilibru fazic (fig. 3) printr-un aliaj hipereutectic cu ~ 84 % eutectic ($Fe\alpha + Fe_2B$) în microstructură și ~ 16 % cristale proeutectice de compus stabil Fe_2B.

Exemplificarea prezentată pentru sistemul Fe—B ilustrează sensibilitatea pe care mecanismele transformărilor la devitrificarea aliajelor amorfe, printr-o suită complexă de stări de tranziție între starea amorfă și starea cristalină finală, o manifestă în funcție de amplasarea compozițiilor în diagrama de echilibru fazic a sistemului.

Dată fiind importanța compoziției aliajelor amorfizabile în derularea mecanismelor de descompunere a acestora în cursul devitrificării prin încălzire, un control riguros se impune și în ceea ce privește prealiajele utilizate la elaborarea lor.

Un al doilea aspect sub care se impune corelația cu diagrama de echilibru fazic pentru sistemele de aliaje amorfizabile îl constituie amplasarea în sistem a compozițiilor amorfizabile. Se poate considera că această corelație poate fi privită din două puncte de vedere :

a) — cu referire la structurile cristalografice ale fazelor cristaline cu care structura amorfă se află în competiție în cursul desfășurării procesului de solidificare ;

b) — cu referire la intervalul dintre temperatura lichidus și temperatura de tranziție vitroasă.

Examinarea amplasării gamei de compoziții amorfizabile în toate sistemele de aliaje în care se pot forma sticle metalice (sisteme $T-M$ = metal de tranziție — metaloid ; sisteme T_1-T_2 între metalele de tranziție ; sisteme S_1-S_2 între metale simple netranziționale) pune în evidență faptul că aceste compoziții corespund unor regiuni ale diagramei de echilibru fazic în care sînt prezente eutectice cu temperatură joasă de topire sau compuși ușor fuzibili. Se confirmă, astfel, principiul enunțat de Cohen și Turnbull [5] referitor la necesitatea unor temperaturi lichidus scăzute pentru ca topiturile metalice să poată fi amorfizate la viteze de răcire realizabile practic ($\sim 10^6$K/sec). Justificarea acestei corelații cu diagrama de echilibru fazic a sistemului rezidă în faptul că, pe această cale, intervalul de temperaturi care trebuie parcurs rapid între temperatura lichidus (dependentă de compoziție) și temperatura de tranziție vitroasă (aproape independentă de compoziție) este redus la minimum, facilitînd evitarea cristalizării.

Sub raportul structurilor cristalografice ale fazelor cristaline cu care structura vitroasă amorfă se află în competiție în cursul procesului de solidificare a topiturii, diagramele de echilibru fazic ale sistemelor în care se formează sticle metalice pun în evidență prezența în eutecticele pe care sînt axate compozițiile amorfizabile a unor compuși topologici (cu predominanță a diferenței de mărime a atomilor componenți). Asemenea compuși cu structuri cristaline complexe și numere de coordinație mari germinează cu dificultate la solidificarea ultrarapidă, favorizînd amorfizarea. Același concept al scăderii competitivității fazelor cristaline în favoarea formării fazei amorfe la solidificare este implicat în ceea ce a fost numit „principiul confuziei". Conform acestui principiu, tendința de amorfizare apare mărită la compoziții la care solidificarea se produce printr-o reacție zero-variantă de temperatură joasă la care participă un număr cît mai mare de faze cristaline. Din punctul de vedere al metalurgiei fizice, aceasta înseamnă că problema trebuie translatată din sistemele de aliaje bicomponente cu diagrame de echilibru fazic ușor interpretabile în sisteme de aliaje pluricompetente (ternare sau mai complexe) cu diagrame de echilibru reprezentate în spațiul tri- sau polidimensional.

BIBLIOGRAFIE

[1] Klement, W., Willens, R. H., Duwez, P.: *Non Crystalline Structure in Solidified Au—Si Alloys.* Londra, Nature, *187*, 1960, p. 869.

[2] Herold, U., Köster, U.: *The Influence of Metal or Metalloid Exchange on Crystallization of Iron-Boron Alloys.* Rapidly Quenched Metals III, vol. 1, Ed. Cantor B, iulie, 1978, p. 281.

[3] Köster, U., Herold, U.: *Crystallization of Metalic Glasses.* Glassy Metals I, Springer Verlag, Berlin, 1981, p. 235.

[4] Bernal, J. D. Londra, Nature, *183* [1959, p. 141 ; *185*, 1960, p. 68.

[5] Cohen, M. H., Turnbull, D.: *Composition Requirement for Glass Formation in Metallic and Ionic Systems.* Londra, Nature, *189*, 1961, p. 131.

Aliaje de aluminiu cu metale de tranziție solidificate ultrarapid

Prof. dr. ing. N. Petrescu, prof. dr. ing. Maria Petrescu, dr. ing. Mihaiela Isac, fiz. D. Bojin și ing. Lidia Cristea
Institutul Politehnic București

CZ : 669.018 : 669.71

Solidificarea ultrarapidă sau călirea din stare lichidă reprezintă, astăzi, un procent de mare interes pentru obținerea de noi aliaje metalice, cu proprietăți superioare celor obținute prin metode clasice, convenționale. Aplicativitatea acestei metode vizează, atît obținerea unor aliaje complet noi (de exemplu aliajele de Al cu metale de tranziție), cît și creșterea gradului de aliere în aliajele tradiționale [1]—[4].

Vitezele de răcire specifice metodelor de călire din topituri produc cinci tipuri de modificări fazice și structurale în materialul solidificat, și anume : micșorarea dimensiunii grăunților cristalini ; accentuarea omogenității chimice cu reducerea segregațiilor ; extinderea domeniului de solubilitate în stare solidă cu formare de soluții solide suprasaturate ; apariția de noi faze cristaline metastabile ; formarea de materiale metalice amorfe prin suprimarea cristalizării.

Dintre aceste efecte, pentru aliajele de aluminiu sînt importante primele patru.

Aceste modificări de structură, care la rîndul lor determină importante modificări de proprietăți, sînt realizate, astăzi, pentru aliajele de aluminiu prin tehnici de călire din starea lichidă, cuprinzînd :

— metode în care o cantitate mică de lichid este trimisă în mod continuu pe un suport de răcire cu masa considerată infinită în raport cu masa topiturii, metode cunoscute în terminologia engleză sub denumirea de „melt spinning" ;

— metode în care o arie limitată a suportului de răcire se află în contact cu o cantitate de lichid care poate fi considerată infinită în raport cu suportul, metode cunoscute în terminologia engleză sub denumirea de „melt extraction".

Dintre metodele care aparțin primei categorii și care cunosc astăzi o aplicabilitate mai largă fac parte următoarele procedee :

— procedeul de tragere a firelor din topitură (Taylor) ;

— procedeul de extruziune în stare lichidă cu solidificarea jetului metalic liber ;

— procedeul de extruziune în stare lichidă cu laminarea jetului ;

— procedeul de extruziune în stare lichidă cu solidificarea jetului pe bloc de răcire.

Din cea de a doua categorie de metode fac parte :

— procedeul de extracție din creuzet ;

— procedeul de extracție din picătură suspendată.

Prin aceste metode se obțin produse, fire sau benzi metalice continue, pentru care există corelații între grosimea produsului și vitezele de răcire aplicate.

Conform teoriei generale a solidificării, există o corelație directă între mărimea granulației, exprimată prin distanța dintre ramurile secundare ale dendritelor, în structura de solidificare și gradul de subrăcire, respectiv viteza de răcire. O dată cu creșterea gradului de subrăcire de la solidificare, care la rîndul său crește la mărirea vitezei de răcire, distanța dintre ramurile secundare ale dendritelor se micșorează.

În lucrarea lui Matyja, Giessen și Grant [5] se prezintă dependența liniară dintre viteza de răcire și distanța între ramurile dendritelor din structura de solidificare. Diagrama a fost construită inițial prin determinări experimentale realizate pentru aliajul Al — 4 % Cu în domeniul vitezelor uzuale practicate la turnare. Această diagramă a fost apoi prelungită pe un interval de viteze de răcire de zece ordine de mărime, cu ajutorul datelor privind distanțele interdendritice pentru o pulbere de aluminiu obținută prin atomizare și pentru o serie de aliaje de aluminiu solidificate prin răcire ultrarapidă (splat-cooling) (Al — 1 % Fe, Al — 11 % Si, Al — 8 % Cu, Al — 6 % Pb).

Deoarece distanța dintre ramurile dendritelor de soluție solidă este independentă de natura și concentrația elementului dizolvat, diagrama prezentată (fig. 1) poate fi utilizată pentru determinarea vitezei de răcire a oricărui aliaj de

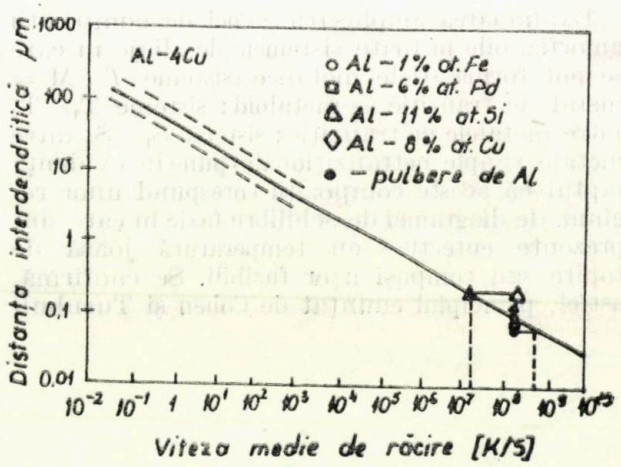


Fig. 1. Variația distanței dintre ramurile secundare ale dendritelor în funcție de viteza de răcire la solidificarea aliajelor de aluminiu

Tabelul 1

Extinderea limitei de solubilitate în stare solidă a elementelor de aliere în aluminiu prin călire din stare lichidă

	Element de aliere	Mg	Ga	Ge	Cu	Si						
I	Solubilitate de echilibru (max.), % at.	18,9	9,5	2,8	2,5	1,6						
	Solubilitate extinsă % at.	36,8 – 40	60 – 65	3,1 – 30	17 – 18	10 – 16						
II	Element de aliere	Ru	Co	Ce	Pt	Ni	W	Fe	Mo	Ti	V	Mn
	Solubilitate de echilibru (max.) % at.	0,008	0,01	0,01	0,01	0,023	0,024	0,025	0,07	0,15	0,2	0,7
	Solubilitate extinsă % at.	3,0	0,5	1,9	2,0	< 5,2	< 1,9	< 6	1,0	< 2	< 2	< 9

aluminiu. Călirea din stare lichidă produce efecte considerabile de extindere a solubilității în stare solidă a elementelor de aliere în aluminiu. În tabelul 1 sînt prezentate date privind extensia de solubilitate a elementelor de aliere obținută în aliajele de aluminiu călite din topitură. Valorile maxime ale solubilității, conform diagramei de echilibru pentru elementele de aliere prezentate, pot fi extinse prin mărirea vitezei de răcire la solidificare. Extensia de solubilitate în stare solidă, dependentă, în același timp, de compoziția chimică a aliajelor și de vitezele de răcire practicate, poate fi :

— *extensie completă* $C^S_{ext} \to 1$ care produce solubilitate nelimitată în stare solidă, posibilă numai atunci cînd $C^L_{max} \to 1$ și cînd componenții au rețele cristaline identice, de exemplu c.f.c. în cazul aliajelor Ag—Cu ;

— *extensie parțială* atunci cînd $C^L_{max} > C^L_{exf} > C^S_{max}$, de exemplu : de la 9,6 la 13 % at. Ge în Ag sau de la 0,025 la 4,0 % at. Fe în Al ;

— *extensie nedetectabilă* atunci cînd $C^S_{ext} \sim C^S_{max}$, de exemplu pentru Zn în Al.

Conform datelor din tabelul 1, pentru unele elemente cu solubilitate maximă în Al, în condiții de echilibru de 1—20 % at. (de exemplu Si, Cu, Ge, Ga, Mg), se poate produce o extensie de solubilitate pînă la valori cuprinse în intervalul 10—65% at.

Pentru metalele de tranziție a căror solubilitate în condițiile de echilibru în Al este < 0,03 % at., extensia de solubilitate ajunge la 2—6 % at (de exemplu pentru Ce, W, Pt, Ru, Fe, Ni etc.). Extensia de solubilitate determinată de creșterea vitezei de răcire la solidificare creează posibilitatea măririi gradului de aliere a aliajelor de aluminiu, respectiv de obținerea de noi aliaje dintre care de actualitate sînt cele cu metale de tranziție.

Din datele tabelului 1, se constată că punctul eutectic nu reprezintă o limită în extinderea solubilității în stare solidă, într-o serie de sisteme ca de exemplu Al—Mn, Al—Fe, Al—Ni etc., călirea din stare lichidă determinînd extinderea solubilității peste compoziția eutectică.

Prin cercetările expuse în lucrare s-a urmărit determinarea efectelor microstructurale produse de răcirea rapidă de la solidificare asupra aliajelor din sistemul Al—Fe.

Au fost elaborate șase aliaje cu compoziții hipoeutectice și hipereutectice, și anume : Al—0,8 % Fe, Al — 1,2 % Fe, Al—4 % Fe, Al—6 % Fe, Al—8 % Fe, Al—13,6 % Fe, a căror amplasare este indicată pe diagrama de echilibru prezentată în figura 2 (compozițiile sînt indicate în procente de greutate).

Cele șase aliaje elaborate au fost solidificate atît în condiții de răcire lentă cît și în condiții de răcire rapidă prin procedeul de solidificare a jetului pe suport de răcire (fig. 3).

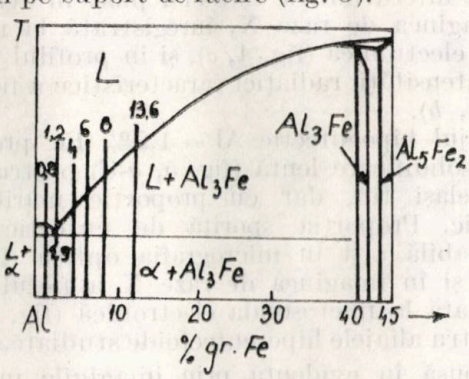


Fig. 2. Diagrama de echilibru fazic a sistemului de aliaje Al—Fe, cu indicarea compozițiilor studiate

Pentru fiecare aliaj în parte, cît și pentru fiecare regim de răcire aplicat aliajului au fost efectuate studii microstructurale prin microscopie optică, precum și studii microanalitice realizate cu microsonda electronică. Examinarea structurilor cu microsonda electronică s-a concretizat în imagini de compoziție, eventual și cu suprapunerea profilului de variație a concentrației fierului pe o anumită direcție în microstructură și prin imagini de raze X, produse de

radiația caracteristică a fierului. S-a utilizat microsonda electronică tip JEOL—XA—5A.

În figurile 4—9 sînt prezentate microstructurile aliajelor solidificate lent, realizate după atac cu reactiv Keller.

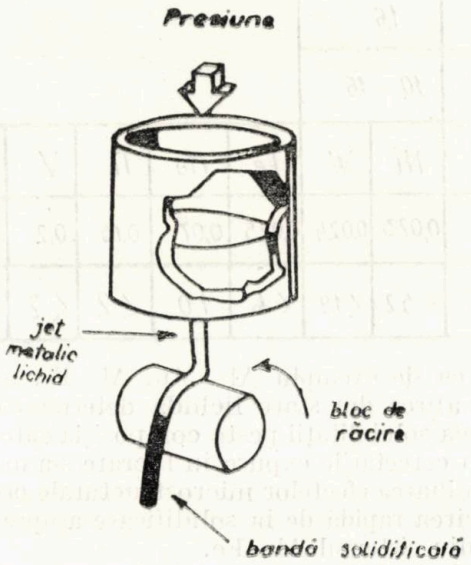


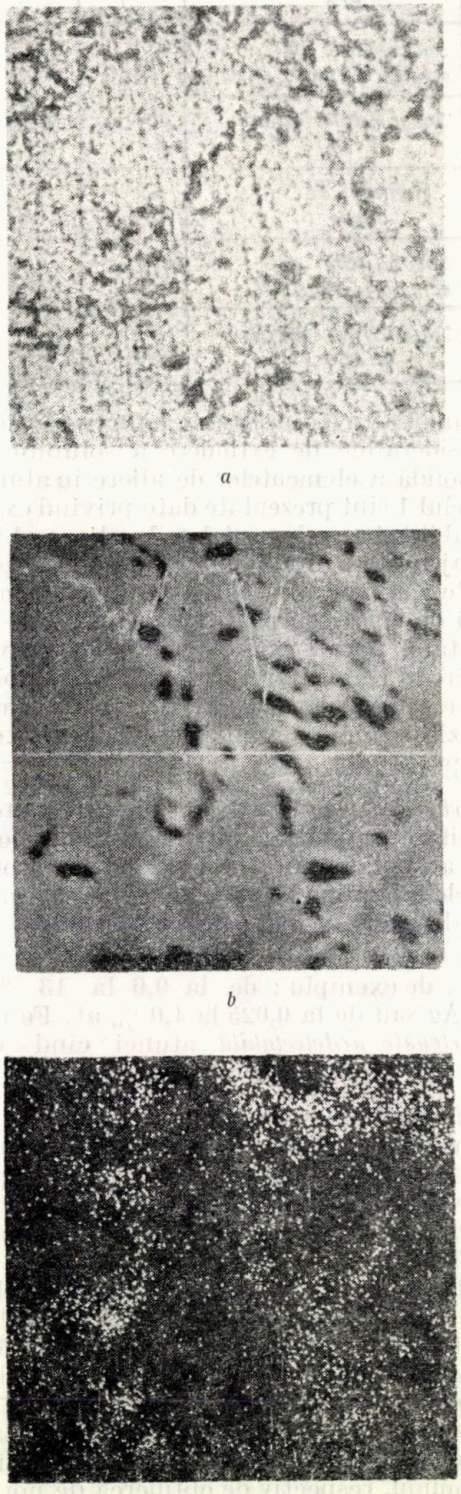
Fig. 3. Schița de principiu a unei instalații de solidificare ultrarapidă a jetului metalic pe disc de răcire în rotație

Aliajul de compoziție hipoeutectică Al — 0,8% Fe prezintă după solidificare lentă (fig. 4 *a—c*) o structură formată din dendrite de soluție solidă α pe bază de Al și zone interdendritice de eutectic ($\alpha + Al_3Fe$). Localizarea fierului în compusul Al_3Fe din eutecticul distribuit interdendritic este clar pusă în evidență în imaginea de raze X, înregistrată la microsonda electronică (fig. 4, *c*), și în profilul variației intensității radiației caracteristice a fierului (fig. 4, *b*).

Aliajul hipoeutectic Al — 1,2% Fe prezintă după solidificare lentă (fig. 5, *a-d*) o structură de același tip, dar cu proporție mărită de eutectic. Proporția sporită de eutectic este observabilă atît în micrografia optică (fig. 5, *a*) cît și în imaginea de raze X a fierului înregistrată la microsonda electronică (fig. 5, *d*).

Pentru aliajele hipereutectoide studiate, structura pusă în evidență prin imaginile înregistrate la microsonda electronică (fig. 6, *a-c* pentru aliajul Al — 4%Fe; fig. 7, *a-c* pentru aliajul Al — 6%Fe; fig. 8, *a-c* pentru aliajul Al — 8%Fe; figura 9, *a-b* pentru aliajul Al — 13,6% Fe) indică prezența cristalelor primare idiomorfe cu aspect acicular al compusului Al_3Fe, amplasate în masa de eutectic ($\alpha + Al_3Fe$). Proporția de cristale primare de compus Al_3Fe crește la mărirea conținutului de fier al aliajului (fig. 6—9).

Concluzia care se impune din studiul microstructurii aliajelor Al—Fe solidificate lent într-o gamă largă de compoziții (de la 0,8 la 13,6% g Fe), și anume, localizarea fierului în compusul

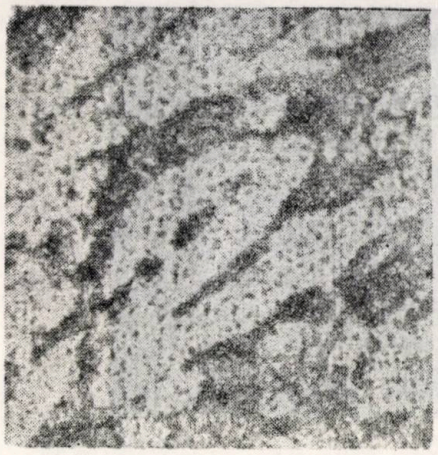


a

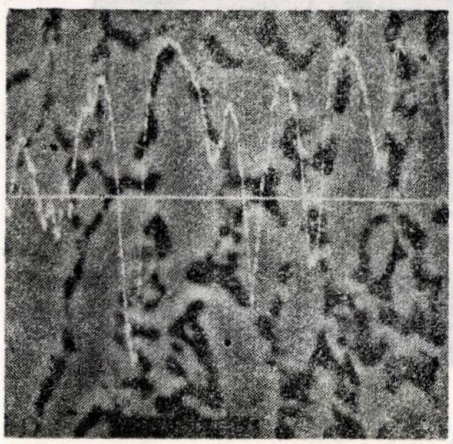
b

c

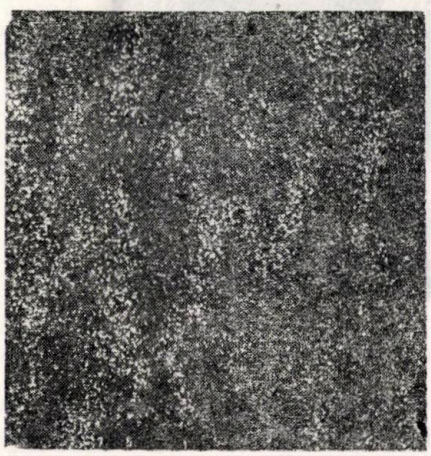
Fig. 4. Aliaj Al—0,8% Fe răcit lent: *a* — micrografie optică (×1000, reactiv Keller); *b* — imagine de compoziție (microsondă electronică) și profilul intensității radiației K; (× 1200); *c* — imagine de raze X, $Fe_{K\alpha}$(×12000 :1)



a

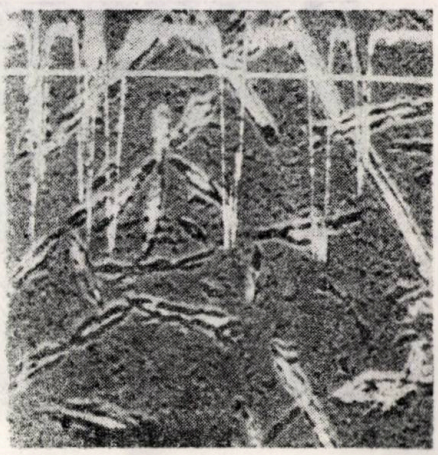


b

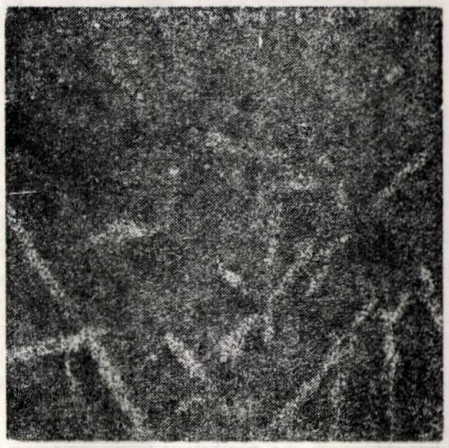


c

Fig. 5. Aliaj Al—1,2 %Fe răcit lent : *a* — micrografie optică (×1000, reactiv Keller) ; *b* — imagine de compoziţie (microsondă electronică) şi profilul intensităţii radiaţiei $Fe_{K\alpha}$ (×1200) ; *c* — imagine de raze X, $Fe_{K\alpha}$ (× 1200)



a

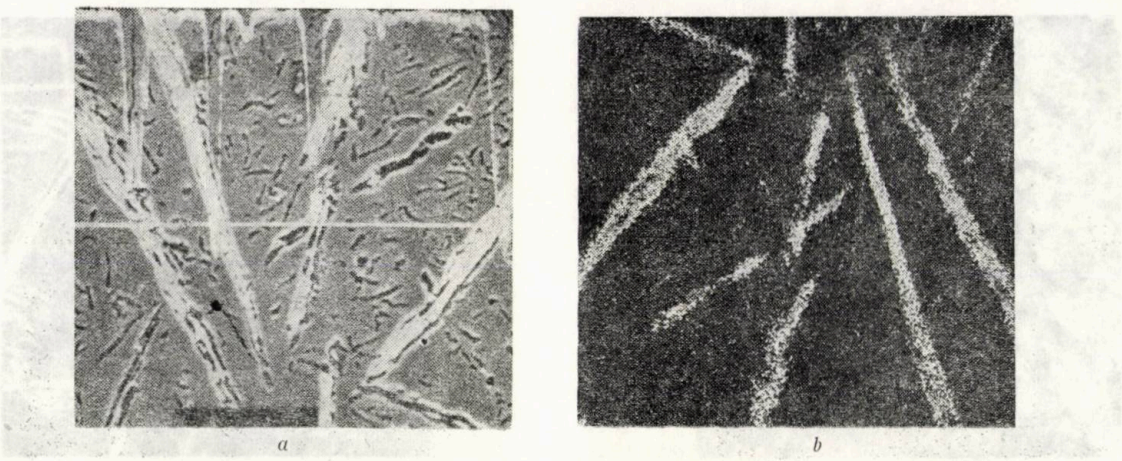


b

Fig. 6. Aliaj Al—4 % Fe răcit lent : *a* — imagine de compoziţie şi profilul intensităţii radiaţiei, $Fe_{K\alpha}$ (× 1200) ; *b* — imagine de raze X, $Fe_{K\alpha}$ (×1200)

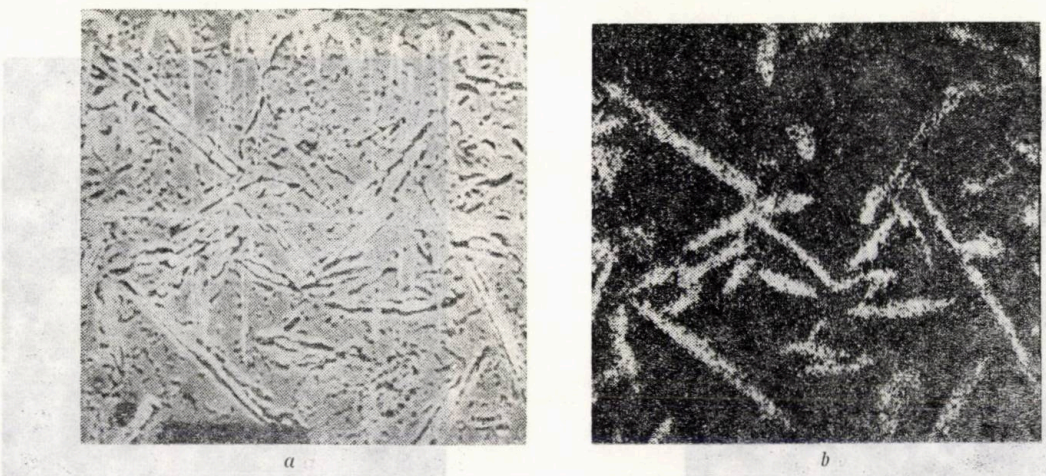
acicular fragil Al_3Fe, prezent atît în eutecticul ($\alpha + Fe_3Al$) cît şi sub formă de cristale primare (în aliajele hipereutetice), este în acord cu datele experimentale cunoscute. Astfel, absenţa practic totală a solubilităţii fierului în Al în condiţii de echilibru (0,025 % at. Fe, conform datelor din tabelul 1) este răspunzătoare de apariţia în microstructură a compusului fragil Al_3Fe încă de la conţinuturi reduse de fier în aluminiu, efectul fragilizant amplificîndu-se la creşterea conţinutului de fier din aliaj. Apare, deci, justificată opinia bine cunoscută că fierul este o impuritate nocivă în Al şi în aliajele sale, neputînd fi, în nici un caz, utilizat ca element de aliere cînd aliajele de aluminiu sînt prelucrate prin tehnologiile clasice.

Situaţia apare radical schimbată în urma solidificării ultrarapide, aliajele Al—Fe călite din stare lichidă prezentînd modificări fazice



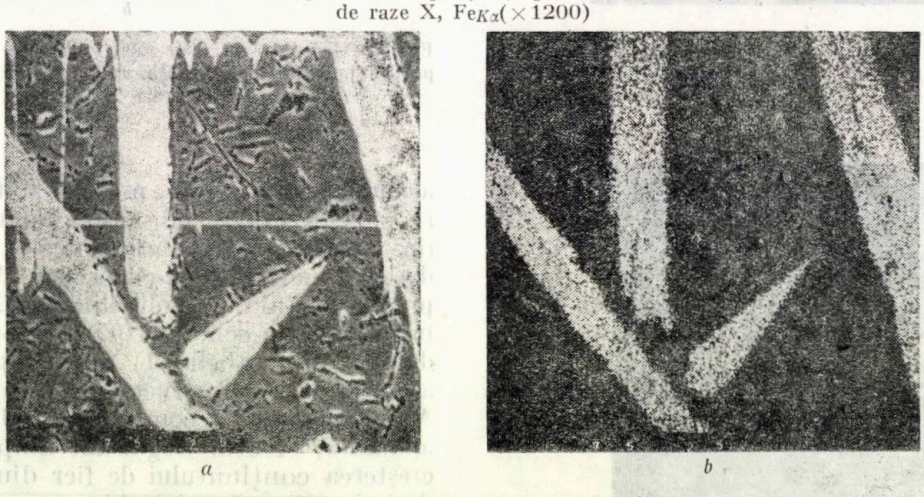
a *b*

Fig. 7. Aliaj Al—6 % Fe răcit lent: *a* — imagine de compoziție și profilul intensității $Fe_{K\alpha}$ (× 1200); *b* — imagine de raze X $Fe_{K\alpha}$ (× 1200)



a *b*

Fig. 8. Aliaj Al—8 % Fe răcit lent: *a* — imagine de compoziție și profilul intensității radiației $Fe_{K\alpha}$(×1200); *b* — imagine de raze X, $Fe_{K\alpha}$(×1200)



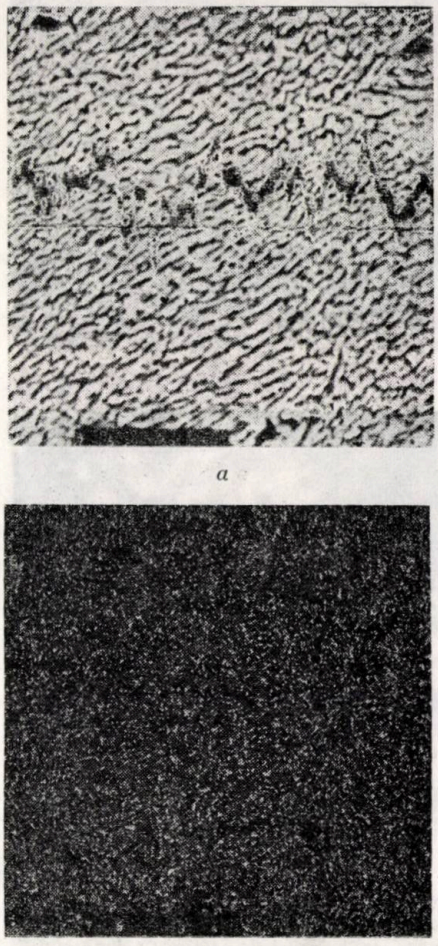
a *b*

Fig. 9. Aliaj Al—15,6 % Fe răcit lent: *a* — imagine de compoziție și profilul intensității radiației $Fe_{K\alpha}$(×1200); *b* — imagine de raze X, $Fe_{K\alpha}$(×1200)

și structurale de la care sînt de așteptat modificări benefice substanțiale ale proprietăților mecanice.

În figurile 10—13 sînt prezentate micrografiile optice și electronice produse de electronii retrodifuzați (imagini de compoziție), precum și imaginile de raze X ale aliajelor elaborate în lucrare, aliaje care au fost solidificate ultrarapid aplicînd metoda solidificării jetului metalic lichid pe suprafața exterioară a unui disc de răcire din cupru, în rotație.

Aliajul de compoziție hipoeutectică Al—0,8% Fe prezintă după solidificare ultrarapidă o finisare mai pronunțată a dimensiunii dendritelor de soluție solidă α, așa cum reiese din imaginea de compoziție din figura 10, *a*, înregistrată la microsonda electronică pentru



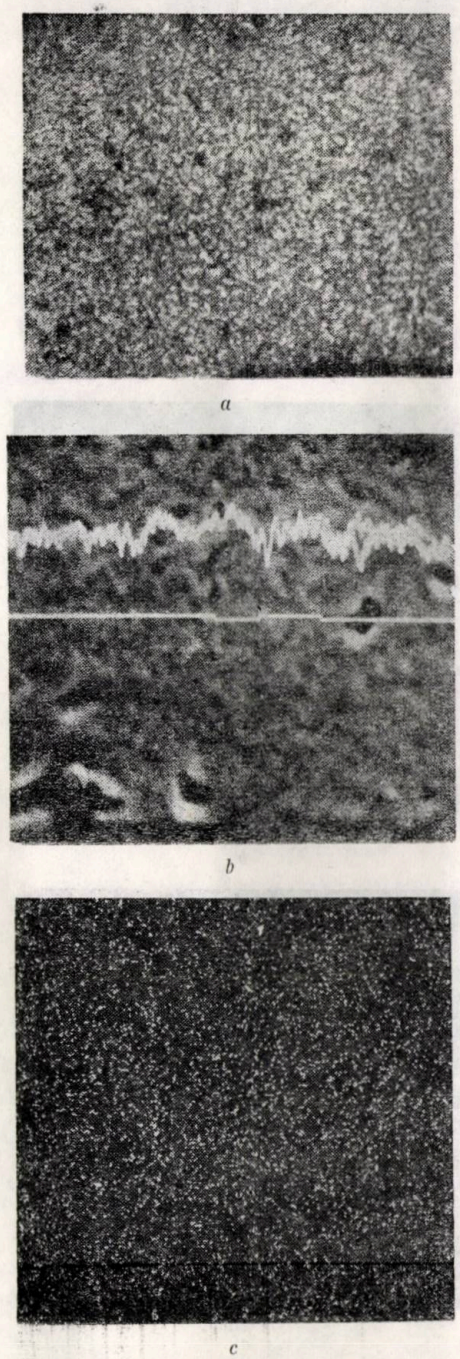
a

b

Fig. 10. Aliaj Al—0,8 %Fe solidificat ultrarapid : *a* — imagine de compoziție și profilul intensității radiației $Fe_{K\alpha}$ (× 1200) ; *b* — imagine de raze X, $Fe_{K\alpha}$ (× 1200)

aliajul solidificat ultrarapid, comparativ cu imaginea de compoziție (fig. 4, *b*) înregistrată la aceeași mărire (1 200 : 1) pentru aliajul solidificat lent. De asemenea, în imaginea de raze X produsă de radiația caracteristică Kα a fierului pentru aliajul solidificat ultrarapid (fig. 10, *b*) se constată o distribuție uniformă a fierului în microstructură, în comparație cu distribuția bine localizată și neuniformă a fierului (fig. 4, *c*) în compusul Al_3Fe din eutecticul interdendritic al aceluiași aliaj solidificat lent.

În aliajele hipereutectice solidificate utrarapid (fig. 11, *a-c* pentru aliajul Al — 4%Fe ; fig. 12, *a-c* pentru aliajul Al — 8%Fe ; fig. 13, *a-c* pentru aliajul Al — 13,6% Fe) caracteristica esențială a microstructurilor observate atît în micrografiile optice (fig. 11, *a* ; 12, *a* ; 13,*a*) cît și în imaginile de compoziție și de raze X, înregistrate la microsonda electronică (fig. 11,*b,c* ; 12, *b,c* ; 13, *b,c*), este dispariția cristalelor primare de compus Al_3Fe, cristale evidențiate în mod frapant de structurile de echilibru ale acelorași



a

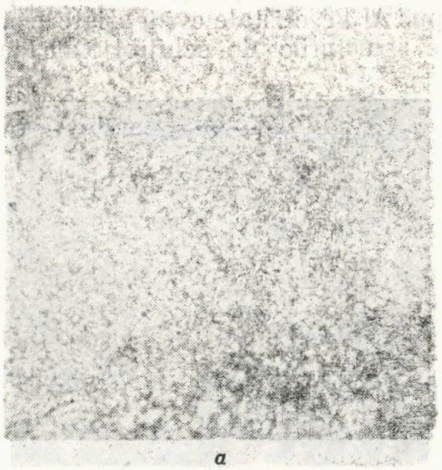
b

c

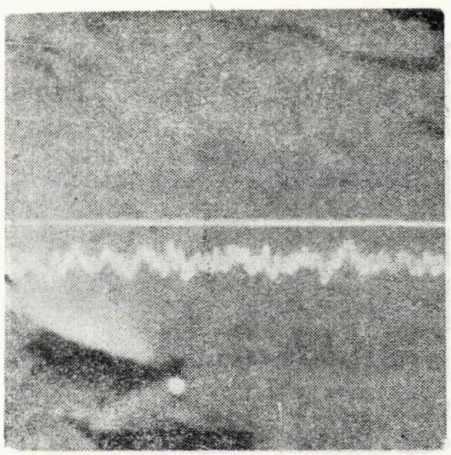
Fig. 11. Aliaj Al—4 % Fe solidificat ultrarapid : *a* — micrografie optică (× 1000, reactiv Keller) ; *b* — imagine de compoziție (microsondă electronică) și profilul intensității radiației $Fe_{K\alpha}$ (× 1200) ; *c* — imagine de raze X $Fe_{K\alpha}$ (× 1200)

aliaje (fig. 6, *a, b* ; 8, *a, b* ; 9, *a, b*). Așa cum se constată din micrografiile optice ale aliajelor hipereutectice (fig. 11, *a* pentru aliajul Al—4% Fe ;

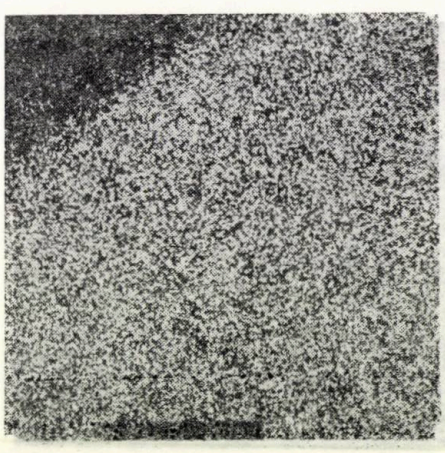
fig. 12, *a* pentru aliajul Al — 8% Fe; fig. 13, *a* pentru aliajul Al — 13,6% Fe) solidificarea ultrarapidă le-a conferit o structură tipică



a



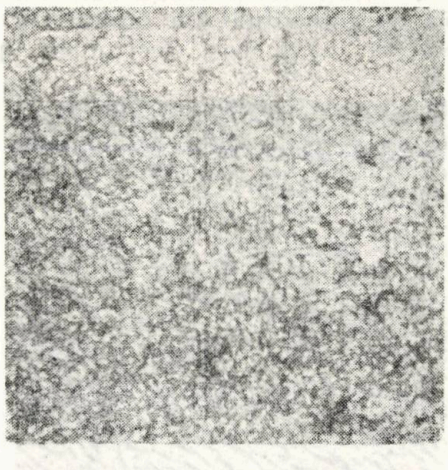
b



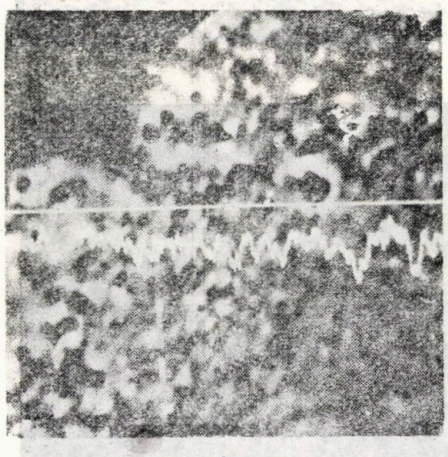
c

Fig. 12. Aliaj Al—8 % Fe solidificat ultrarapid : *a* — micrografie optică (×1000, reactiv Keller) ; *b* — imagine de compoziţiei (microsondă electronică) şi profilul intensităţii reacţiei $Fe_{K\alpha}$ (× 1200) ; *c* — imagine de raze X, $Fe_{K\alpha}$ (× 1200)

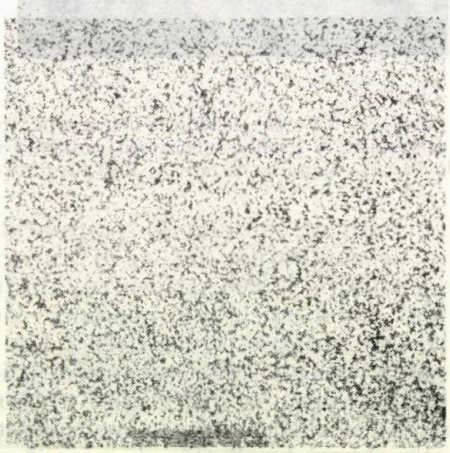
de aliaje hipoeutectice, cu dendrite foarte fine de soluţie solidă α şi cu zone interdendritice foarte restrînse de eutectic. Măsurătorile dimensiunii dendritelor, coroborate cu diagrama Matyja-Giessen-Grant (fig. 1) au indicat viteza de răcire la solidificare de ordinul 10^5 K/sec.



a



b



c

Fig. 13. Aliaj Al—13,6 % Fe solidificat ultrarapid : *a*—micrografie optică (×1000, reactiv Keller) ; *b* — imagine de compoziţie (microsondă electronică) şi profilul intensităţii radiaţiei $Fe_{K\alpha}$(×1200) ; *c* — imagine de raze X, $Fe_{K\alpha}$(×1200)

Imaginile înregistrate la microsonda electronică pentru aliajele hipereutectice solidificate ultrarapid, pun în evidenţă o uniformi-

zare foarte pronunțată a distribuției fierului în microstructură atît în imaginile de compoziție în care s-au suprapus profilurile de variație a intensității radiației caracteristice $Fe_{K\alpha}$, cît și în imaginile de raze X produse de radiația $Fe_{K\alpha}$ (fig. 11, *b*, *c* pentru aliajul Al — 4% Fe; fig. 12, *b*, *c* pentru aliajul Al — 8% Fe; fig. 13, *b*, *c* pentru aliajul Al — 13,6% Fe).

Această observație, coroborată cu dispariția cristalelor primare de compus menționată anterior, sînt indicii ale intrării masive a fierului în soluție solidă în aluminiu. Se confirmă astfel, pentru aliajele studiate, efectul benefic al solidificării ultrarapide de a extinde solubilitatea în stare solidă (tab. 1).

În literatură [6]—[10], extensia de solubilitate în stare solidă a fierului în Al a fost pusă în evidență în special prin difracție de raze X, și anume, prin efectul de modificare a parametrilor rețelei soluției solide α de către fierul dizolvat în exces. În lucrare se atestă utilitatea aplicării microscopiei electronice analitice, prin imagini de compoziție, imagini de raze X și profiluri de variație a intensității radiațiilor X, caracteristici înregistrate la microsonda electronică, prin punerea în evidență pe cale microstructurală și microanalitică a efectului de extensie a solubilității în stare solidă a fierului în Al indusă de solidificarea ultrarapidă.

În cazul aliajelor Al—Fe, în care solubilitatea de echilibru este extrem de redusă (0,025% at.Fe, respectiv 0,052% g Fe), iar extensia de solubilitate citată în literatură [6]—[11] este considerabilă (4—6% at. Fe, respectiv 7,94—11,67% g Fe), apare evident că solidificarea ultrarapidă permite transformarea fierului dintr-o impuritate nocivă cu efect fragilizant, într-un element de aliere util care poate fi acceptat în proporții mari în compoziția noilor aliaje Al—Fe.

Măsurătorile de proprietăți mecanice, efectuate de Thursfield și Stowell [12] pe produse extrudate la cald din pulberi de aliaj Al — 8% Fe obținute prin călire din stare lichidă la viteze de răcire de ordinul 10^6 K/sec, arată că acestea manifestă rezistență superioară la tracțiune la temperatura ambiantă și la temperaturi înalte față de a celor mai bune aliaje de aluminiu clasice tratate termic (zicraluri). Produsele extrudate la cald la 250°C, supuse unei încălziri în intervalul 275—325°C manifestă o durificare prin precipitare, ca efect al transformării compusului metastabil aflat sub formă de rețea în aliajul solidificat ultrarapid, în compus Al_3Fe distribuit sub formă de cristale aciculare fine, legate coerent de rețeaua cristalină a matricei α. Coalescența rapidă și sferoidizarea acelor de Al_3Fe la temperaturi de peste 325°C produc un efect de supraîmbătrînire manifestat prin înmuierea aliajului.

Așa cum s-a menționat în lucrarea [13], în raport cu aliajele clasice de Al durificate prin precipitare, produsele din aliaje Al—Fe obținute prin consolidarea pulberilor călite din stare lichidă sînt net superioare ca rezistență la fluaj și ca rezistență la coroziune sub tensiune. În comparație cu aliajele de Al clasice, recomandate pentru utilizări la temperaturi înalte (aliaje SAP durificate prin dispersie cu oxid de aluminiu, aliaje handicapate de lipsa lor de ductilitate la temperaturi ridicate) aliajele Al—Fe călite din stare lichidă sînt nu numai rezistente la temperaturi înalte, dar au și o ductilitate care crește o dată cu temperatura. În plus, nu trebuie omis faptul că fierul este un element de aliere ieftin și disponibil, iar transformarea sa dintr-o impuritate nocivă într-un element de aliere util în Al, permite utilizarea masivă a aluminiului secundar rezultat din recirculări chiar atunci cînd acesta este puternic impurificat cu fier.

BIBLIOGRAFIE

[1] Minemura, T., Ikuta, I., Ishihara, I.: *Microstructure and Mechanical Properties of Melt — Quenches Ferritic Stainless Steeels*, In: Metallurgical Transactions, S.U.A., vol. 17 A, 1986, p. 261.

[2] Ken, Ichi, Arai, Kenji, Ohmori, Grain, Growth: *Characteristics and Magnetic Properties of Rapidly Quenched Silicon Steel Ribbons.* In: Metallurgical Transactions, S.U.A., vol. 17 A, 1986, p. 1295.

[3] Inoue, A., Arnberg, L., Lehtinen, B.: *Analytical Scanning Transmission Electron Microscopic Study on Metastable Modulated Structure in a Rapidly Quenched Fe—22Ni—8Al—2,4C Alloy*, În: Metallurgical Transactions, S.U.A., vol. 17 A, 1988, p. 2077.

[4] Ernst, L., Hall and Shyh-Chin Huang.: *Microstructure of a Rapidly-Solidified Ni-Base Eutectic Superalloy.* În: Metallurgical Transactions, S.U.A., vol. 17 A, 1986, p. 407.

[5] Matyja, H., Giessen, B. C. și Grant, N. J.: Journal Inst. of Metal , S.U.A., 96, 1968 p. 30.

[6] Grant, N. Y. În Fizika, *2* Suppl. 2, Anglia, 1970.

[7] Jansen, C. În: J. of Metals, Anglia, 20, nr. 8, *91 A*, 1968.

[8] Tonejc, A., Bonefaćić, A., În: J. Appl Phys. *40*, 1969, p. 419; Trans. AIME *24* , 1969, p. 1664; Fizika *2*, 1970, p. 81; Acta Met. *19*, 1971, p. 311.

[9] Bletry, J. În: J. Phys. Chem. Solid S.U.A, vol. *31*, p. 1263.

[10] Shingu, P. at al., În: J. Jap. Inst. Metals, Japonia 970, *37*, 1973, p. 433.

[11] Furrer, P., Warlimont, H. În: Z. Metallkunde, R. F. G., vol. *64*, 1973, p. 3 .

[12] Thursfield, G., Stowell, M. J. În: Journal Met. Sci., Anglia, nr. *9*, 1974, p. 164 .

[13] Gâdea, Suzana, Petrescu Maria și al. — *Cercetări asupra călirii din stare lichidă pentru obținerea de noi aliaje.* În: Metalurgia, R. S. R., vol. 36, 1984, nr. 11, p. 572.

Réaumur. Introducerea experimentului în metalurgie și crearea științei materialelor metalice

Prof. dr. ing. H. Colan
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

CZ: 669.018:6

Prea puțin se cunoaște, astăzi, opera lui Réaumur. Numele acestui ilustru fizician, care a fost în același timp un precursor în științele naturale, în special, în studiul insectelor, nu este cunoscut decît prin termometrul care îi poartă numele.

Spirit enciclopedic, Réaumur a fost, în multe domenii, un inventator. Prin cele mai riguroase experimentări științifice, el a realizat și o operă admirabilă de mare inginer, dînd lumii procedeele de fabricare a oțelului, a fontei maleabile, a tablei cositorite, a porțelanului și termometrul. Aportul său la istoria naturală este considerabil. Fondator al entomologiei, a făcut incursiuni în căile biologiei și fiziologiei.

Pe drept cuvînt, a fost numit Pliniu al secolului, al XVIII-lea. Prestigiul științific cu care a fost înconjurat timp de cincizeci de ani ca director al Academiei Regale de Științe a fost mondial, ca și cel al ilustrei instituții. Căci, veritabil conducător de școală, Réaumur a știut să creeze o atmosferă de cercetare foarte prielnică avansării științelor între cei doritori să se instruiască și să se inspire din exemplul său. Prea îndrăgostit de știința exactă pentru a fi satisfăcut de ceea ce putea oferi vulgarizarea, Réaumur a fost un enciclopedist în sensul elevat al cuvîntului.

A fost un mare cercetător al secolului său, introducînd experimentul în metalurgie. El a reprodus artificial sau a modificat intenționat fenomene metalurgice în scopulobservării lor în condițiile speciale create. A produs și a repetat fenomenul cercetat, i-avariat artificial condițiile și, mai ales, l-a desprins, pentru studiu, din ansamblul complexal interdependențelor sale.

Réne Antoine Ferchault de Réaumur s-a născut în orașul La Rochelle la 28 februarie 1683, într-o veche familie din provincia Vendée, devenită nobilă ulterior prin posesia senioriei de Réaumur. El a murit în anul 1757 la Saint-Julien-du-Terroux. După studii la Bourges, Réaumur sosește la Paris în anul 1703 cu dorința vie de a se dedica studiilor științifice. Intră în relație cu elita intelectuală a Franței; un matematician-geometru, Pierre Varignon, membru al Academiei de Științe, va fi îndrumătorul său. La 20 de ani el publică deja mai multe lucrări de geometrie și, în scurt timp, a fost însărcinat cu conducerea lucrării „Descrierea diferitelor arte și meserii".

În anul 1711 este ales „pensionnaire mécanicien", între timp prezentînd numeroase comunicări asupra cercetărilor întreprinse în cele mai variate domenii ale științelor naturale și

Fig. 1. Réaumur (bust de Le Moyne)

fizicii. La 25 de ani este membru al Academiei de Științe (1708) iar la 27 de ani, ca director al primei societăți savante a lumii, conduce dezbaterile și repartizează munca. Nici un minut nu este pierdut în decursul acestei vieți prodigioase. Acest spirit, uimitor de activ, atinge toate domeniile deodată. Trece de la proiectul unei noi mecanici la studiul moluștelor, peștilor și racilor, al prelucrării aurului, al pietrelor prețioase sau chiar al fenomenelor de osmoză.

Réaumur a fost, însă, un mare inventator în istoria metalurgiei, numele lui fiind legat de mai multe descoperiri epocale. Căci, dacă s-a găsit în piramida lui Kheops cea mai veche bucată cunoscută de oțel, dacă Gledheel vorbește de celebrul oțel de Damasc sau de Toledo, dacă Biringuccio în „Pyrotehnologia" sa și Agricola în „De re metallica" dau metode de fabricare a oțelului, abia la sfîrșitul secolu-

lui al XVII-lea și începutul celui de al XVIII-lea metalurgia a făcut progrese reale cu descoperirea oțelului de cementare și a oțelului topit în creuzet. Lucrările lui Réaumur constituie un punct de plecare : el este primul care a fabricat oțel, pornind de la fier, prin adaos de carbon și primul care a elaborat fonta maleabilă.

Lucrările lui *L'Art de convertir le fer forgí en acier* (Procedeul de a transforma fierul forjat în oțel) și *L'Art d'adoucir le fer fondu* (Procedeul de a maleabiliza fonta) au apărut în anul 1722. Erau rezultatul a numeroase experimentări, a unei munci neobosite de mai mulți ani și cuprindeau 18 lucrări, în total 566 pagini citite la Academie în anii 1720, 1721 și 1722. Din ele rezultă că a fost primul care a fabricat oțel prin topirea unui amestec convenabil de fontă și fier moale. A topit, la un simplu foc de forjă, un amestec de fier vechi și fier forjat în piese, plasate în fonta topită.

Ideea topirii fontei împreună cu deșeuri de fier, reluată și experimentată apoi de către Louis Le Chatelier în anul 1856, a fost realizată, industrial, abia în anul 1865 de către Pierre Martin, în cuptor cu flacără, utilizînd instalația de încălzire regenerativă a gazelor a lui William Siemens.

A doua parte a lucrării *L'Art d'adoucir le fer fondu* este considerată ca una dintre operele capitale ale lui Réaumur. În acel timp fonta era ieftină, pe cînd fierul, tenace, maleabil era extrem de scump. Oamenii parcurgeau cu căruța satele și cumpărau fonta veche pe mere de calitate destul de proastă, cu balanța, greutate la greutate egală. Această fontă trebuia făcută mai tenace. În urma unor încercări considerabile ca număr și ca rigoare a metodei, Réaumur a descoperit posibilitatea de a face maleabilă fonta, încălzind-o la roșu viu, în prezența minereului de fier. Însă, pentru ca o piesă să fie, astfel, maleabilizată prin arderea carbonului, trebuia să aibă o grosime mică. Réaumur nu și-a dat seama de importanța descoperirii și, abia după mai mult de un secol, în anul 1826, aplicînd procedeul acesta la fontele americane, Boyden a observat grafitizarea miezului pieselor. Produsele astfel obținute (fonte maleabile cu miez negru) erau mai omogene și cu o elaborare mai reproductibilă.

Procedeul Réaumur (fonta maelabilă cu miez alb, metoda europeană) a scăzut ca importanță în profitul procedeului Boyden, însă el a dominat toată fabricarea fontei maleabile pînă către anul 1910. În tratatul clasic al lui E. Schüz și R. Stotz *Der Temperguss* (Fonta maleabilă), Springer-Verlag, Berlin, 1930, experiențele lui Réaumur sînt larg expuse. Considerînd că prințul Ruprecht von der Pfalz ar fi inventat fonta maleabilă, autorii germani adaugă însă : „Cele două scrieri ale lui Réaumur sînt dintre cele mai bune care s-au publicat vreodată asupra unui subiect metalurgic. El a fost primul care a studiat turnarea fierului dintr-un punct de vedere științific. Este, prin aceste lucrări, legitim considerat ca fondator al siderurgiei științifice". „... invenția devansase epoca sa. Această epocă nu era coaptă pentru invenția lui Réaumur" scrie Boeck (Geschichte des Eisens, 1897, III, p. 236).

Alte lucrări completează cele spuse mai sus, ca *Idée générale d'un nouvel art d'adoucir le fer fondu* prezentată în anul 1726 sau lucrarea completă, reprezentînd o muncă imensă, cu planșe tehnice, apărută în anul 1762, după moartea sa, cu titlul „*Nouvel art d'adoucir le fer fondu*".

În cursul experiențelor sale, Réaumur a studiat ruptura oțelurilor și fontelor, fiind astfel întemeietorul studiului macroscopic al metalelor. A descoperit, astfel, grafitizarea fontelor. Cuptorul cu cuvă construit de el pentru retopirea fontei era basculant, ușor portabil, cu o capacitate de 150 — 200 kg, încălzit cu mangal, aerul fiind introdus de o suflantă manuală (foale).

În aceleași lucrări, Réaumur a făcut primele studii experimentale privind carburarea fierului realizînd oțelul (de creuzet), apoi călirea oțelului, inaugurînd și utilizarea microscopului în studiul metalelor (era obișnuit cu el de la studiul insectelor, ca naturalist). A studiat tenacitatea metalelor, rezistența firelor de cablu, magnetizarea fierului.

În același timp în care studia fierul și oțelul, Réaumur a studiat forjarea pieselor mari (ancore de corăbii) prin mai multe metode și cu coroiaje diferite. Rezultatele acestor cercetări s-au concretizat în comunicarea sa „*Fabricarea ancorelor*" prezentată la Academie în iulie 1723 și care a apărut după moartea autorului în 1762. A avut drept colaborator pe inginerul Trésaguet, cu care coresponda regulat, iar abatele Bignon centraliza documentele și prezenta Regentului rezultatele mai importante. La Cosne, în regiunea Nivernais, se trecuse la fabricarea ancorelor din lupe. Metoda era mai ieftină dar ancorele se rupeau ușor, ca fonta. Li s-au substituit ancore făcute din mai multe elemente asamblate (forjate, trase și repliate). Unele erau însă rău sudate și ancora se rupea în acel loc. Dificultatea a fost învinsă, fabricîndu-se ancore din bare mari, sub ciocane puternice, grație colaborării și concluziilor trase de Réaumur. El găsise procedeul coroiajelor pieselor mari. După 20 de ani, Trésaguet și Bernoulli cîștigau un premiu al Academiei, care propusese o temă referitoare la cea mai bună formă de dat ancorelor, la cea mai bună metodă de fabricație și la cea mai bună manieră de a le încerca.

Réaumur lucra, în acest timp, și la procedeul de fabricare a fierului alb (tabla cositorită)

pe care l-a prezentat în adunarea publică a Academiei din 11 aprilie 1725. Metodic și practic, Réaumur a făcut încercări numeroase și a relevat că secretul se reducea la decaparea tablei, în necesitatea acoperirii apoi cu sulf și a unei băi mai reci la stratul al doilea de staniu.

O descoperire a cărei profunzime a scăpat contemporanilor o prezenta Academiei de Științe în 15 noiembrie 1730. Ceea ce el propunea „era extrem de simplu, însă propriu a da termometre care să se facă înțelese, acceptate continuu și în toate țările". Termometrul cu alcool pe care l-a construit și care i-a popularizat numele, cu scara 0—80, a fost primul aparat la care indicațiile erau comparabile unele cu altele. Lui Fahrenheit îi aparține incontestabil meritul de a fi făcut practic termometrul cu mercur. Dar, din comunicarea lui în Philosophical Transactions din 1724 reiese că unul din punctele sale fixe nu era fix în realitate : cel

Fig. 2. Pierre Varignon (1654—1722), matematician, membru al academiilor de științe ale Franței, Angliei și Prusiei

marcat cu 96 și care corespundea după autor cu temperatura gurii sau subțioarei. Fahrenheit nu a utilizat temperatura de fierbere a apei cu toate că a aflat cu zece ani înainte, din lucrările lui Amontons, că această temperatură este constantă.

Réaumur a propus ca punct fix înghețarea apei ; gradația a făcut-o în funcție de dilatarea lichidului și nu în raport cu lungimea tubului. Ingenioasă inovație !

Réaumur a studiat timp îndelungat constituția și fabricarea porțelanului. În 26 aprilie

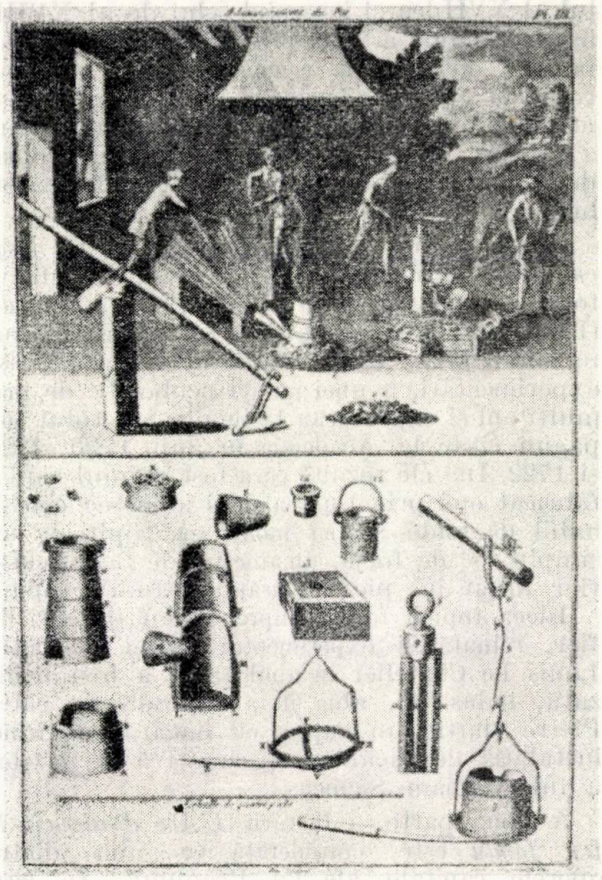


Fig. 3. Planșa a III-a din „*Nouvel art d'adoucir le fer fondu*" (1972)

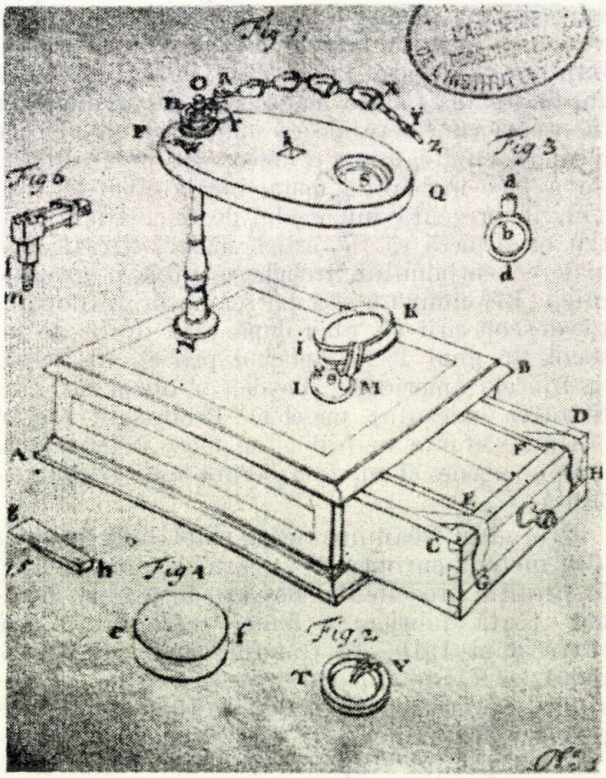


Fig. 4. Desen executat de P. Lyonet și trimis lui Réaumur în 28 aprilie 1746

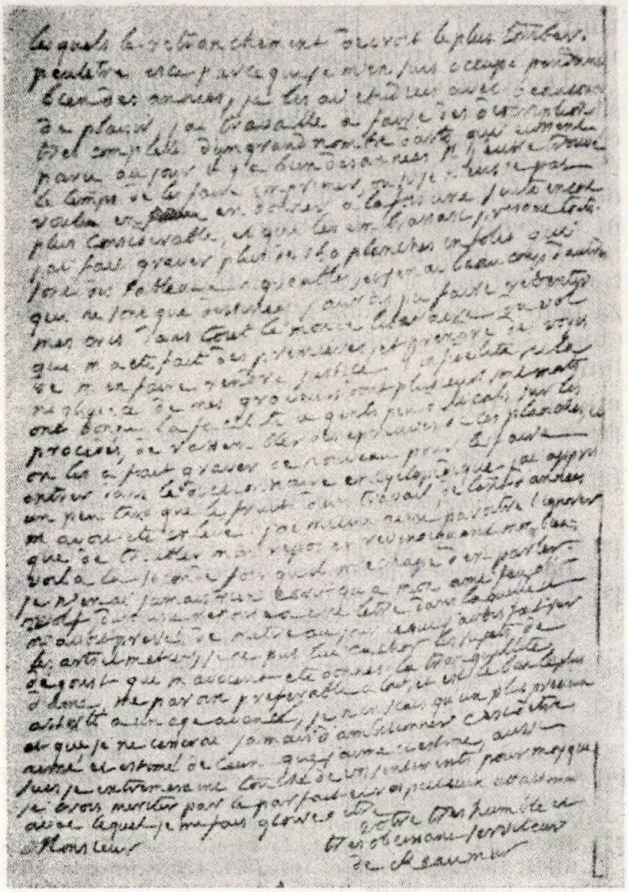


Fig. 5. Facsimil al unei scrisori autografe a lui Réaumur către Albert de Haller la 23 februarie 1756

1727 el prezenta la Academie *Idée générale des differentes maniéres dont on peut faire la porcelaine*, o problemă complexă și foarte ignorată. Începînd din anul 1717 studiase două tipuri de materiale aduse din China, numite unul Pe-tun-tse, celălalt, Kao-lin. A descoperit sticla albă opacă (sticlă devitrificată) cunoscută sub numele de „porțelanul lui Réaumur".

Fără îndoială, însă, cel mai mult s-a interesat de științele naturale, ocupîndu-se mai ales de nevertebrate, observînd pentru prima dată viața și obiceiurile lor. Lucrările sale *Memoires pour servir a l'histoire des insectes* (1734—1742) sînt o operă capitală. La acestea se pot adăuga : *Examen de la soie des araignées* (1710), *Sur l'art de faire éclore et d'élever en toute saison des oiseaux domestiques* (1749) etc.

Prima istorie științifică a insectelor este poate unul dintre cele mai mari titluri de glorie ale lui Réaumur. În anul 1753, la deschiderea noii școli de fizică experimentală, Nollet spunea : „Un observator, în oricare parte ar fi a fizicii, trebuie să aibă o răbdare la orice încercare, o atenție căreia să nu-i scape nici o circumstanță, o promptă și vie pătrundere, o imaginație înțeleaptă și moderată, multă rezervă și circumspecție în judecată". Réaumur a reunit toate aceste calități. Încă în anul 1728 prezintă *Histoire des teignes qui rongent laines et pelleteries*. Publică apoi *Histoire des abeilles*, 2 volume (1741), *Histoire des insectes*, 4 volume (1747) dar și *Recherches les sur courants magnetiques* admirabil imprimat la Strassbourg (1753).

Activitatea la Academie a lui Réaumur între anii 1713 și 1752 poate fi reconstituită din scrierile abatelui Bignon, depozitar a tot ce privea științele regatului, care întreținea corespondență cu lumea întreagă. El avea cea mai strînsă legătură cu Réaumur. Lui i se adresau inventatorii pentru aprobarea de către Academie a cererilor de brevete, el forma comisiile, cerea avizele lui Réaumur.

Prin aceste avize, prin discipoli și colaboratori, acesta din urmă lărgea continuu sfera preocupărilor sale.

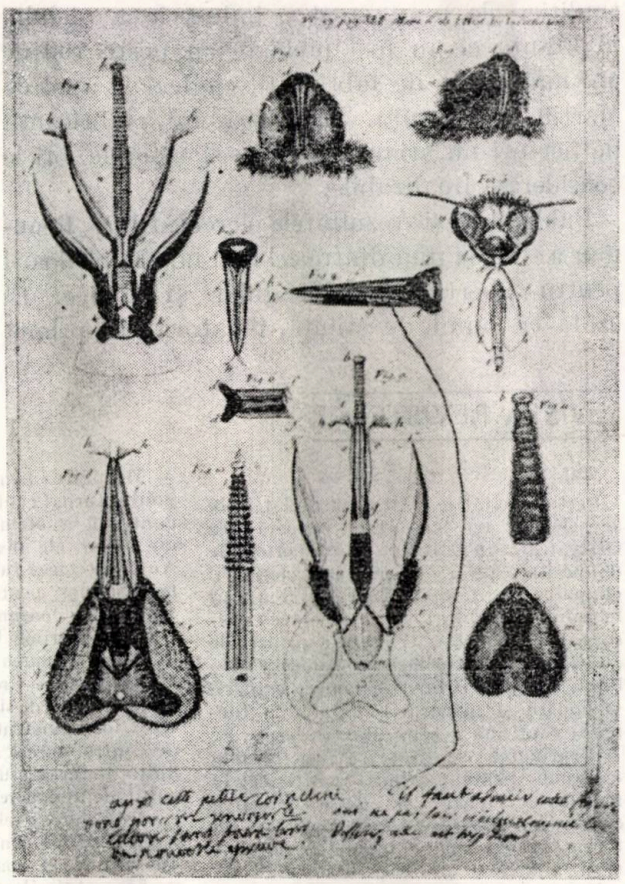


Fig. 6. Planșa 27 din *Memoriul* 6 al *Istoriei insectelor* (tomul V)

Astfel, P. Lyonet care adusese îmbunătățiri microscopului, într-o lungă scrisoare din Haga, în 28 aprilie 1746, îi expunea în detaliu construcția aparatului pe care îl perfecționase. E o pagină a istoriei microscopului. Albert Nachet în lucrarea sa *Description de la collection Nachet*, (1929) reproduce și dă caracteristicile unui microscop simplu, construit prin anii 1770 în Anglia sau Olanda, după modelul lui Lyonet.

Lyonet utiliza pentru observațiile sale o serie de lentile biconvexe fixate la extremitatea Z a unui braț articulat RXYZ, legat cu o articulație R la un picior NO. O masă PQ era găurită în S cu un orificiu plasat perpendicular deasupra oglinzii IK. În acest orificiu se putea plasa o sticlă plată rotundă (fig. 4) încadrată și prevăzută cu două lame mobile din oțel elastic care apăsau pe sticlă și țineau obiectul de examinat. Mîinile aveau, astfel, libertatea de a acționa. Instrumentul avea, deci, avantajul de a permite măriri variabile și o iluminare variabilă.

Réaumur a fost un om de mare inteligență și un spirit enciclopedic strălucit, un experimentator pasionat și tenace. Extraordinarele rezultate ale cercetărilor sale metalurgice n-au trezit nici un răsunet într-o industrie dominată de tradiție, ele n-au creat o industrie a oțelului în Franța ci au fost preluate cu peste 100 de ani mai tîrziu de fabricanții englezi și apoi de Martin în Franța. În epoca lui, fabricanții de fier ori nu știau să-i citească rețetele, ori le considerau irealizabile.

Publicîndu-și rezultatele cercetărilor, Réaumur a scris și una dintre cel mai nobile pledoarii pentru libertatea publicațiilor științifice. El arăta că omul de știință, îndatorat în primul rînd patriei sale, rămîne îndatorat și lumii întregi căreia trebuie să-i comunice rezultatele:

„Dacă cercetările din aceste memorii au succesele scontate de mine, nu e nici o țară care să poată trage atîta folos ca Regatul (Franța). Ea va putea în viitor să se lipsească de oțelurile speciale cu care se aprovizionează, în prezent, din țările străine. Noi sîntem îndatorați în primul rînd patriei noastre, însă sîntem îndatorați și restului lumii. Cei care lucrează pentru a perfecționa științele și artele trebuie chiar să se considere ca cetățeni ai întregii lumi".

BIBLIOGRAFIE

[1] Torlais, J.: *Réaumur*. Ed. Desclée de Brouwer et Cie, Paris, 1936.

[2] Portevin, A.: *Réaumur, métallurgiste et chimiste*. Archives Internationales d'Histoire des Sciences, 1960, nr. 50—51, p. 99—103.

[3] Colan, H.: Studiul metalelor și tratamente termice. Ed. didactică și pedagogică, București, 1964, p. 15.

[4] Colan, H.: *Cunoaștere, experiment și creație în istoria științei metalelor*. În: Cunoaștere, creație și prognoză. Corelația dintre cunoaștere și creație în istoria și teoria științelor. Academia R. S. România, Filiala Cluj-Napoca, 1978, p. 30—46.

[5] Colan, H.: *Momente din istoria studiului metalelor și tratamentelor termice*. Simpozionul național de studiul metalelor și tratamente termice. Iași, 6—7 iunie, 1986.

[6] Colan, H.: *Réaumur — un enciclopedist creator al metalurgiei experimentale*. Zilele academice clujene. Cluj-Napoca, 17—22 noiembrie, 1986.

[7] Bernal, J. D.: Știința în istoria societății. Ed. politică, București, 1964, p. 101, 363, 432. Science in History, London, Watts, 1957.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 2, 1988

Particularitățile tratamentului termic al peletelor cu bazicitate ridicată din concentrate cu sulf pe transportoarele de prăjire, p. 5 — Caracterul formării cîmpului de temperatură în creuzetul furnalului, rezultat din cercetări experimentale, p. 11 — Direcțiile principale ale dezvoltării turnării continue a oțelului, p. 15 — Protecție contra oxidării secundare și nitrurării oțelului la turnarea continuă a semifabricatelor, p. 22 — Fabricarea semifabricatelor turnate continuu pentru arborii cotiți de la motoarele Diesel, p. 24 — Utilizarea energiei oscilațiilor ultrasunetelor la turnarea continuă a oțelurilor speciale și a aliajelor, p. 25 — Îmbunătățirea calității semifabricatelor turnate continuu prin agitarea electromagnetică a metalului, p. 26 — Îmbunătățirea calității semifabricatelor turnate continuu pentru tablă groasă, p. 28 — Macrostructura profilurilor laminate din blumuri turnate continuu din oțel pentru construcții, p. 32 — Determinarea porozității în semifabricatele turnate continuu, p. 35 — Injectoare de apă de tip nou pentru sistemele de răcire de la mașinile de turnare continuă a semifabricatelor, p. 36 — Turnarea continuă orizontală a semifabricatelor pentru profiluri cu solidificare în straturi, p. 38 — Măsurarea temperaturii suprafeței lingoului turnat continuu, p. 39 — Turnarea continuă a oțelului prin închizătoarele cu sertar ale distribuitorului, p. 41 — Automatizarea turnării continue a semifabricatelor pentru profiluri, p. 43 — Reducerea consumului de fontă și pregătirea deșeurilor la elaborarea oțelului, p. 46 — Afinarea oțelurilor și aliajelor aliate, p. 48 — Creșterea eficienței elaborării aliajelor de siliciu prin modernizarea secțiilor existente, p. 49 — Algoritm de control curent al neechilibrului carbonului în creuzetul de reacție al cuptorului de reducere a minereurilor, p. 51 — Asimilarea tehnologiei de laminare a profilurilor pentru plăcile de etanșare cu arcuri la mașinile de aglomerare, p. 55 — Asimilarea producției de sîrmă laminată pentru fabricarea arcurilor cu destinație specială, p. 57 — Modificarea profilului termic al cilindrilor de lucru pe parcursul ciclului de laminare la cald a benzilor, p. 59 — Prelucrarea suprafeței cilindrilor cu ajutorul metodei de netezire cu discuri abrazive, p. 64 — Perfecționarea proceselor tehnologice de fabricație a oțelurilor laminate la cald și la rece pentru tablă subțire, p. 65—Perspectivele creșterii preciziei grosimii pereților țevilor, p. 66 — Cercetarea experimentală a utilajului de tras țevi cu o forță de 2500 KN, p. 71 — Fabricarea oțelului calibrat din laminate supuse răcirii în două etape, p. 73 — Modificarea proprietăților mecanice ale sîrmei cu conținut de carbon în procesul de trefilare, p. 74 — Îmbunătățirea calității laminatelor prin tratament termoplastic, p. 77 — Micșorarea dimensiunilor carburilor eutectice în oțelurile pentru lame 65H13 prin omogenizare, p. 80 — Creșterea rezistenței la uzură a produselor pentru construcții, obținute din pulberi, p. 84 — Perfecționarea planificării și conducerea reutilării tehnice a întreprinderilor metalurgice p. 86 — Sistem automatizat de control prin dispecerat și de comandă a complexului oțel-laminat la combinatul metalurgic Kuznețk, p. 93 — Experiența exploatării cuptoarelor cu vatră pășitoare, p. 95 — Îmbunătățirea funcționării din punct de vedere termic și al construcției cuptorului cu vatră pășitoare, p. 98 — Proiectarea sistemului de localizare și epurare a emanațiilor neorganizate în secția de convertizoare, p. 102 — Repartizarea optimă a încărcăturii și combustibilului între generatoarele de abur de la termocentralele electrice, p. 105 — Particularitățile interdependenței producției și transportului în condiții restrictive ale combinatului metalurgic Magnitogorsk, p. 107.

Prof. dr. ing. M. Truşculescu şi ing. M. Popa
Institutul Politehnic „Traian Vuia" Timişoara

Cercetări asupra ameliorării compromisului rezistenţă + tenacitate la oţelurile criogenice aliate cu Ni, Mn, Ti

CZ: 669.15'293—194.56

Din categoria oţelurilor criogenice un loc aparte îl ocupă cele aliate cu nichel. Există un număr relativ mare de oţeluri criogenice aliate cu nichel, dar există tendinţa dictată de „strategia mondială a nichelului" de a reduce participarea acestuia, fără a diminua caracteristicile oţelului la temperaturile de exploatare.

Se remarcă, în special, alierea cu mangan şi titan a oţelurilor criogenice cu conţinut de 3,5—9% nichel.

Marca de oţel 6TiMnNi55 a fost cercetată comparativ cu marca 10Ni90, demonstrîndu-se posibilităţile de a reduce conţinutul în nichel şi de a exploata oţelul în deplină siguranţă la temperaturi pînă la — 200°C. În plus, s-au studiat variante tehnologice de turnare şi de tratament termic spre a se asigura o bună tenacitate asociată cu o rezistenţă de valori mari la temperatura ambiantă şi cea de exploatare.

Oţelul 6TiMnNi55, a cărui compoziţie chimică este indicată în tabelul 1, a fost elaborat într-un cuptor cu inducţie iar alierea cu titan s-a făcut pe oală după calmarea cu ferosiliciu.

Tabelul 1

Compoziţia chimică a oţelului 6TiMnNi 55, %

C	Si	Mn	Ni	Ti	S	P	Al
0,5 0,6	<0,2	1,8 2,1	5,4 5,8	0,3 0,5	⩽0,01	⩽0,001	⩽0,1

S-au folosit două variante de turnare, şi anume: turnarea în lingotieră normală şi turnarea în lingotiere prevăzute cu răcitoare, fie din cupru, fie din fontă răcită cu apă.

Din lingouri s-au obţinut, prin forjare, bare pătratice 60×60×1300 mm. Temperatura de forjare a fost cuprinsă între 1 000 şi 800°C şi deformarea s-a realizat cu $\varepsilon \simeq 85\%$.

Rezultate experimentale

Din lingourile turnate în lingotiere cu răcitoare din cupru sau din fontă s-au fabricat epruvete de tracţiune şi de rezilienţă, care au fost supuse încercărilor conform STAS 200-75 şi 7511-81.

Valorile rezistenţei la rupere şi ale lui KV, pentru aceste probe, sînt reprezentate în figura 1, în funcţie de temperatura de încercare. Se remarcă valori ale lui $Rm = 771 - 839$ N/mm² şi pentru KV valori de 132—148 J la temperatura ambiantă şi $Rm = 1067 - 1123$ N/mm² şi $KV = 8 - 28$ J la temperatura de încercare de —196°C. Se observă că lalingourile răcite în lingotiere cu brîu de cupru se obţine o asociere mai bună arezistenţei la rupere cu energia de rupere, fapt care explică prin microstructură bainitică mai fină.

Spre ilustrare, în figura 2 se reproduc microstructuri din lingourile turnate prin cele două variante tehnologice. Microstructura lingoului turnat în lingotieră cu răcitor din cupru este formată din bainita aciculară cu finete mai mare a feritei şi carburilor (fig. 2, *a*) comparativ cu cea a probelor din lingotieră cu răcitor din fontă (fig. 2, *b*). De semnalat, că la probele din lingotiere cu răcitor din fontă, bainita aciculară este însoţită şi de bainită granulară fapt care explică fragilizarea mai ridicată.

Natura ruperii la cele două variante tehnologice de turnare este complet diferită. Se observă că la probele din lingoul răcit în lingotieră cu brîu de cupru ruperea este ductilă şi la —196°C (fig. 3, *a*), pe cînd la probele din cealaltă variantă tehnologică, ruperea are un caracter fragil la —196°C (fig. 3, *b*), fisurile urmărind aglomerările de carburi complexe.

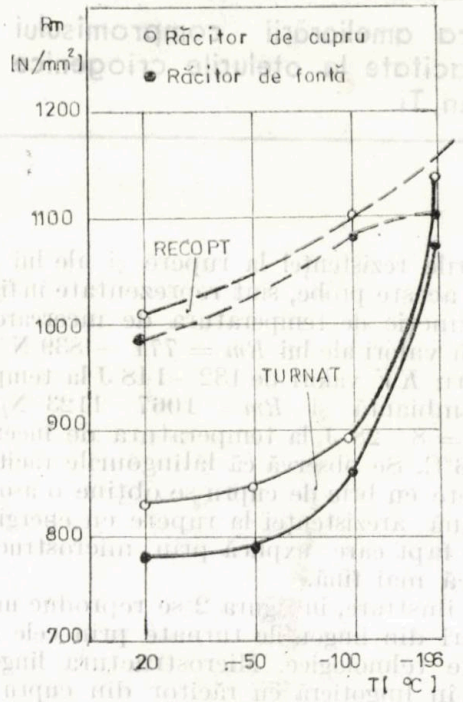
Probele cu dimensiunile de 15×15×150 mm au fost supuse unei recoaceri de normalizare 895 ± 10°C/4/1/2 h/aer.

S-au confecţionat epruvete de tracţiune şi de rezilienţă şi au fost încercate, conform normelor în vigoare, la diverse temperaturi.

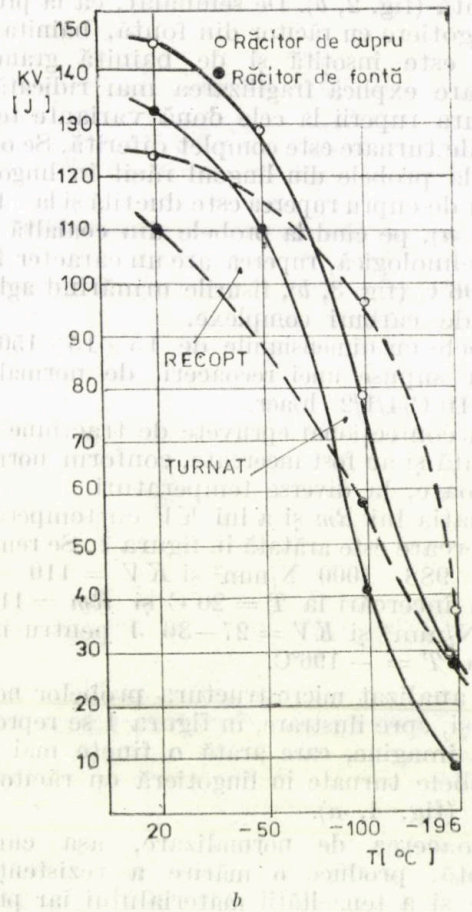
Variaţia lui Rm şi a lui KV cu temperatura de încercare este arătată în figura 1. Se remarcă $Rm = 988 - 1000$ N/mm² şi $KV = 110 - 121\,J$ pentru încercări la $T = 20$°C şi $Rm = 1100 - 1130$ N/mm² şi $KV = 27 - 36$ J pentru încercări la $T = -196$°C.

S-a analizat microstructura probelor normalizate şi, spre ilustrare, în figura 4 se reproduce cîte o imagine, care arată o finete mai mare la probele turnate în lingotieră cu răcitor din cupru (fig. 4, *a*).

Recoacerea de normalizare, aşa cum se aşteaptă, produce o mărire a rezistenţei la rupere şi a tenacităţii materialului iar probele din lingoul turnat cu răcitor de cupru, fac oţelul exploatabil în siguranţă chiar şi la — 196°C.



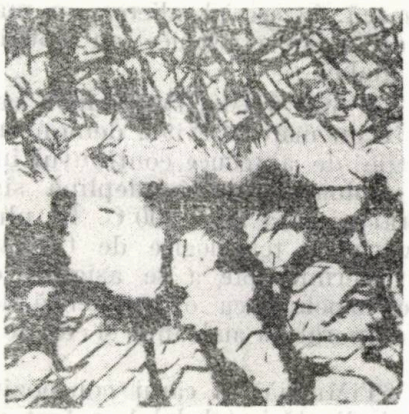
a



b

Fig. 1. Oțel 6TiMnNi55. Variația lui *Rm* și *KV* cu temperatura pentru stare turnată și stare turnată și normalizată

a



b

Fig. 2. Microstructuri ale stării turnate: *a* — lingotieră cu răcitor de cupru; MO×500; *b* — lingotieră cu răcitor de fontă; MO×500

Natura ruperii are caracter ductil la probele obținute prin turnarea în cele două variante tehnologice, dar are o componentă plastică mai mare la cele din lingoul cu răcitor din cupru (fig. 5, *a*).

Din barele forjate s-au prelevat probe cu dimensiunile de 15×15×150 mm care au fost supuse recoacerii de normalizare (895 ± 10/4 1/2 h/aer).

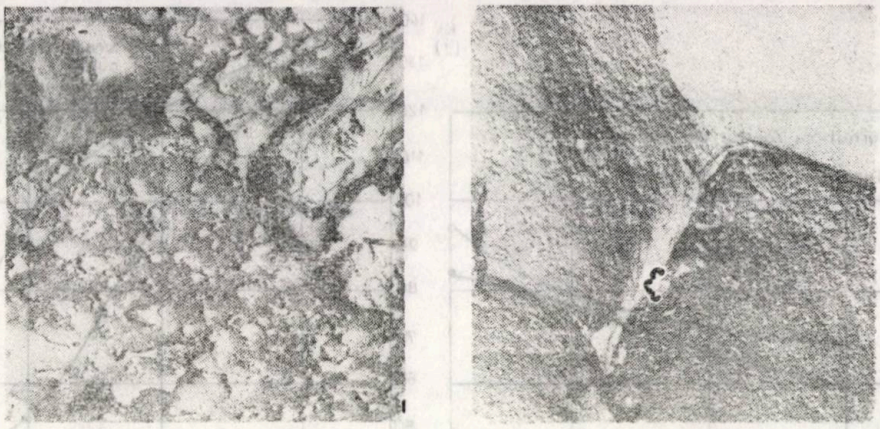
S-au făut încercări de tracțiune, de reziliență, analiză metalografică și microfractografică.

Caracteristicile mecanice obținute la diverse niveluri de temperaturi sînt arătate în figura 6. Apare asocierea unei rezilienție $KV \geq 38$J la o rezistență la rupere $Rm \geq 1124$ N/mm², la temperatura de încercare de — 196°C.

Se remarcă faptul că structura bainitică, în special la probele din lingoul cu răcitor din cupru, este mai fină (fig. 7, *a*, *b*).

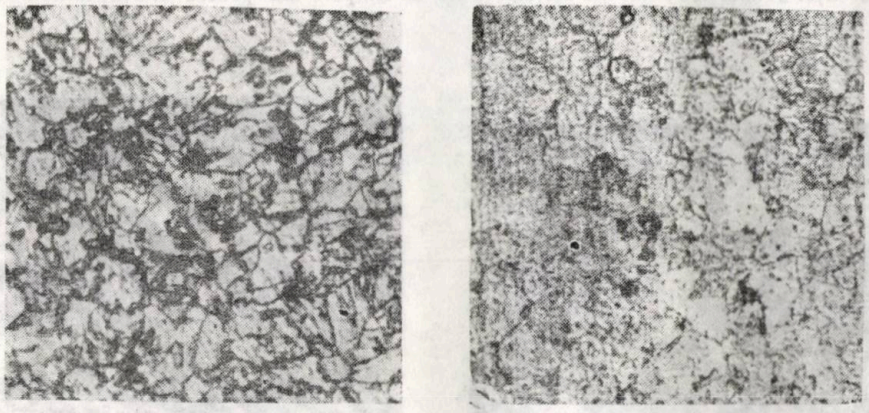
Se observă că se pot îmbunătăți substanțial proprietățile mecanice ale oțelului prin aplicarea unei recoaceri de normalizare.

S-au făcut încercări de călire clasică și de călire ciclică urmate de revenire joasă.



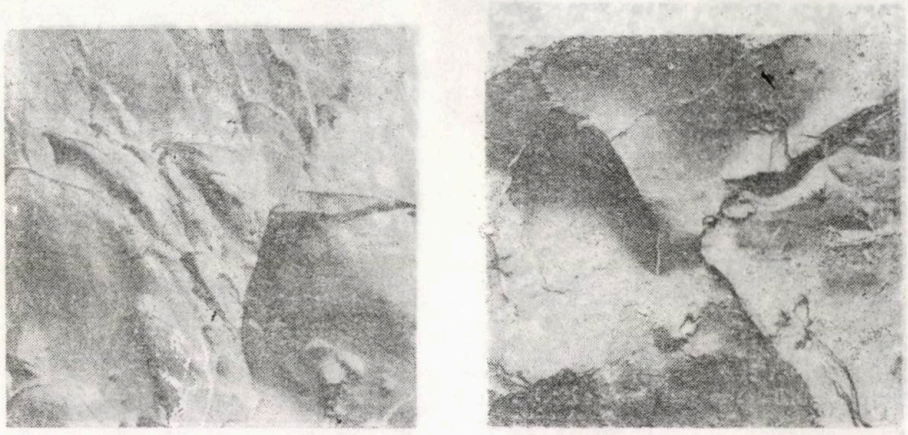
a *b*

Fig. 3. Oţel 6TiMnNi55; microfractografii: probe turnate şi încercate la —196°C: *a* — turnat în lingotieră cu răcitor de cupru; ME×9900; *b* — turnat în lingotieră cu răcitor de fontă; ME×9900



a *b*

Fig. 4. Oţel 6TiMnNi55; microstructuri ale stării turnate şi normalizate: *a* — lingotieră cu răcitor de cupru; MO×500 *b* — lingotieră cu răcitor de fontă; MO×500



a *b*

Fig. 5. Oţel 6TiMnNi55; microfractografii pentru probe turnate-normalizate şi încercate la — 196°C: *a* — lingotieră cu răcitor de cupru; ME×9900; *b* — lingotieră cu răcitor din fontă; ME×9900

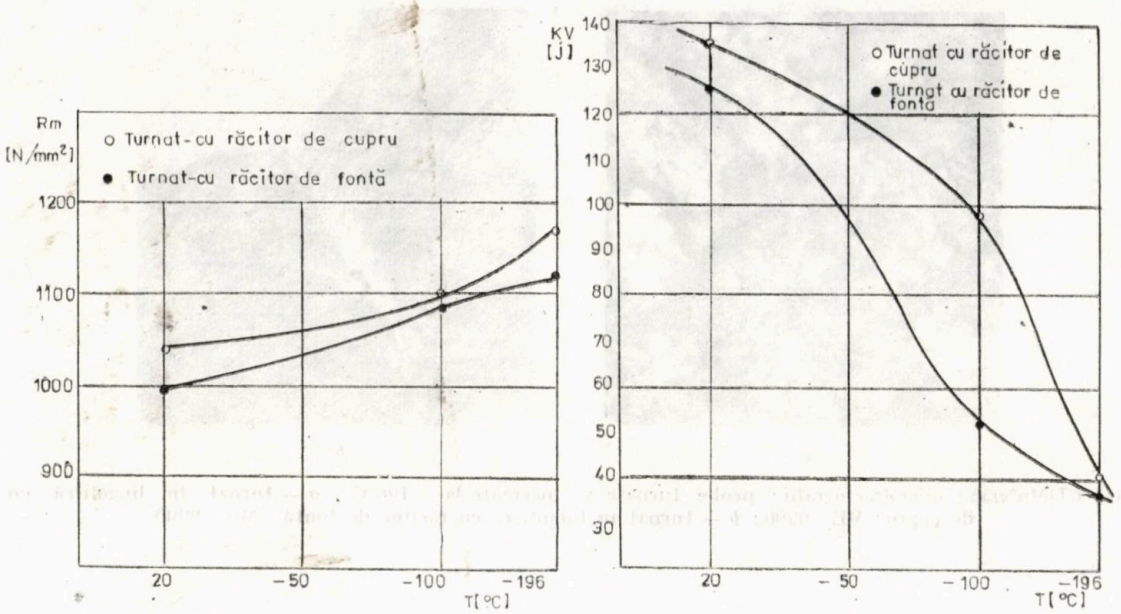
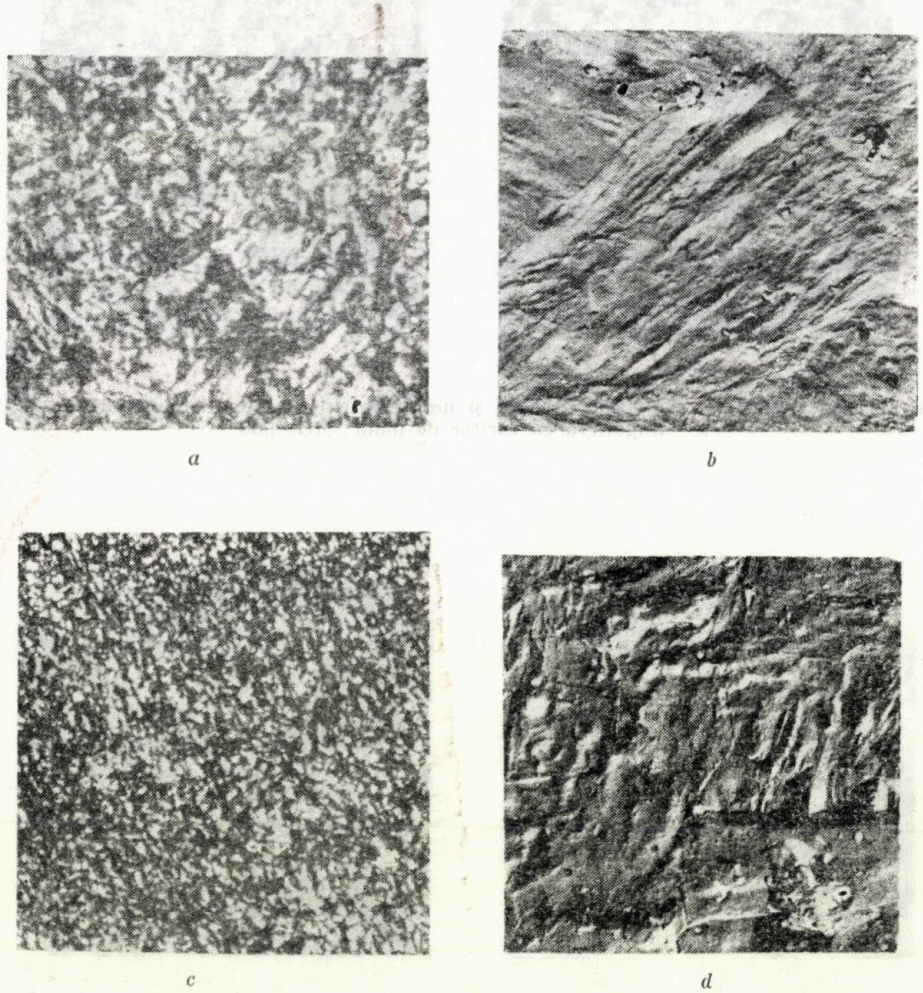


Fig. 6. Oţel 6TiMnNi55 ; variaţia lui *Rm* şi *KV* cu temperatura pentru starea turnată-forjată



a *b*

c *d*

Fig. 7. Oţel 6TiMnNi55 ; microstructuri ale stării forjate şi normalizate : *a* — lingotieră cu răcitor de cupru ; MO × 500 ; *b* — lingotieră cu răcitor de cupru ; ME × 4700 ; *c* — lingotieră cu răcitor de fontă ; MO × 500 ; *d* — lingotieră cu răcitor de fontă ; ME × 4700

Călirea clasică s-a făcut în varianta tehnologică 870 ± 10°C/30 min/H_2O + 10% NaCl iar revenirea aplicată a avut regimul 150 ± 10°C/ 1h/H_2O + 10% NaCl.

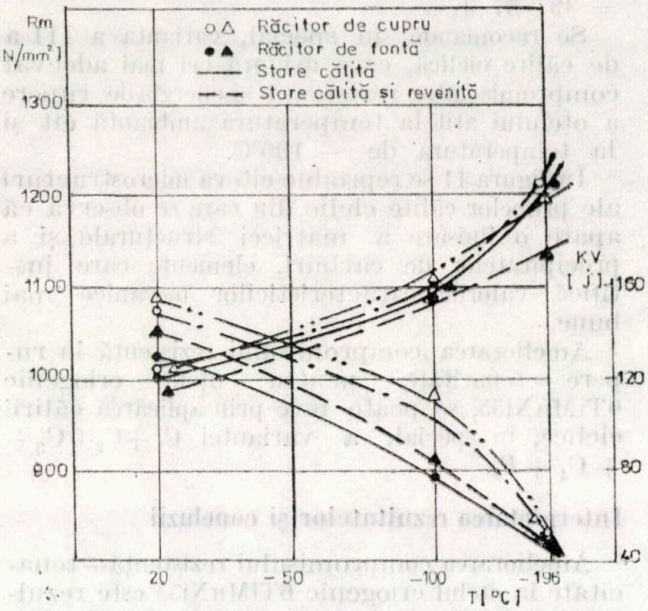


Fig. 8. Oțel 6TiMnNi55; variația lui *Rm* și *KV* cu temperatura pentru starea călită clasic și revenită

Rezultatele încercărilor mecanice sînt prezentate în figura 8, iar exemplificările de microstructură sînt redate în figura 9.

Se remarcă la $T = 20°C$ o valoare a lui $Rm = 918-1001$ N/mm² asociată cu $KV = 130-153$ J și la $T = -196°C$ o valoare a lui $Rm = 1132-1201$ N/mm² asociată cu $KV = 39-48$ J, ceea ce conferă oțelului o exploatare în deplină siguranță.

Structurile obținute după călire (fig. 9 *a*, *b*) și cele de după revenire (fig. 9 *c*, *d*) atestă formarea bainitei aciculare cu precipitări fine de carburi complexe, fapt care explică valoarea obținută pentru caracteristicile mecanice.

Urmărind ameliorarea compromisului rezistență—tenacitate la oțelul 6TIMnNi55, s-au studiat unele variante de călire ciclică, din care se analizează:

Varianta I:

C_1-călire 870 ± 10°C/30 min/H_2O + 10% NaCl;

C_2-călire 820 ± 10°C/30 min/H_2O + 10% NaCl;

Varianta a II-a:

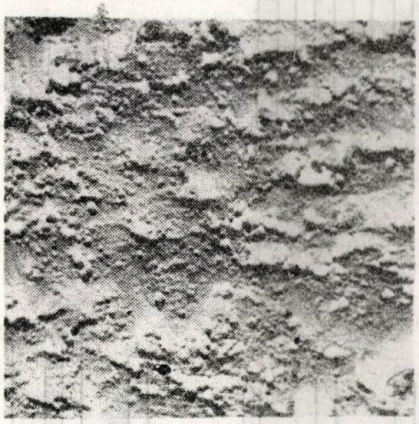
C_1-călire 870 ± 10°C/30 min/H_2O + 10% NaCl;

C_2-călire 820 ± 10°C/30 min/H_2O + 10 % NaCl;

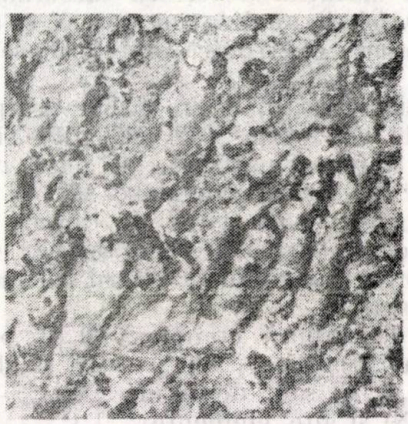
C_3-călire 850 ± 10°C/30 min/H_2O + 10% NaCl;

C_4-călire 805 ± 10°C/30 min/H_2O + 10% NaCl.

a



b



c

d

Fig. 9. Oțel 6TiMnNi55; microstructuri după călire și revenire: *a* — lingotieră cu răcitor de cupru — probe călite; ME×4700; *b* — lingotieră cu răcitor de cupru — probe călite și revenite; ME×4700; *c* — lingotieră cu răcitor de fontă — probe călite; ME×4700; *d* — lingotieră cu răcitor de fontă—probe călite și revenite; ME×4700

Varianta a III-a :

Călire $C_1 + C_2 + C_3 + C_4$, urmată de revenire $150 \pm 10°C/1$ h/H_2O + 10% NaCl.

Aceste variante de călire au fost alese pentru a efectua încălziri și răciri ale oțelului atît pentru domeniul A + C cît și pentru domeniul F + A + C. Alegerea temperaturilor de încălzire s-a făcut, ținînd seamă de punctele critice de transformare ale oțelului $A_{C_1} = 768-791°C$ și $A_{C3} = 817 - 835°C$.

Variația caracteristicilor mecanice cu temperatura de încercare pentru cele două variante tehnologice de turnare și cele trei variante de călire ciclică este arătată în histograma din figura 10.

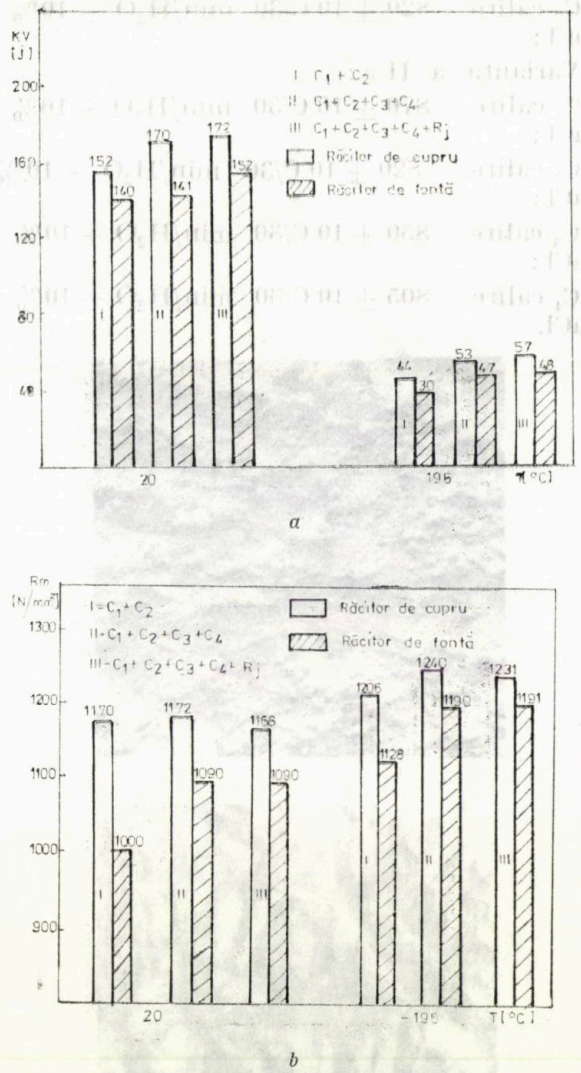


Fig. 10. Oțel 6TiMnNi55 ; valoriile lui *Rm* și *KV* la temperatura ambiantă *(a)* și la −196°C *(b)* pentru diverse variante de călire ciclică

Se remarcă faptul că aplicarea călirii ciclice duce la obținerea lui $Rm = 1090 - 1172$ N/mm² și $KV = 140-172$ J la încercări pentru temperatura ambiantă. Încercările la −196°C scot în evidență următoarea asociere de valori $Rm = 1190-1240$ N/mm² și $KV = 39-57$ J.

Se recomandă, în special, varianta a III-a de călire ciclică, care asigură cel mai adecvat compromis între rezistența și energia de rupere a oțelului atît la temperatura ambiantă cît și la temperatura de −196°C.

În figura 11 se reproduc cîteva microstructuri ale probelor călite ciclic din care se observă că apare o finisare a matricei structurale și a precipitatelor de carburi, elemente care justifică valorile caracteristicilor mecanice mai bune.

Ameliorarea compromisului rezistență la rupere — tenacitate, pentru oțelul criogenic 6TiMnNi55, se poate face prin aplicarea călirii ciclice, în special, a variantei $C_1 + C_2 + C_3 + C_4 + R_j$.

Interpretarea rezultatelor și concluzii

Ameliorarea compromisului rezistență — tenacitate la oțelul criogenic 6TiMnNi55 este rezultatul finisării matricei structurale și a precipitatelor de carburi complexe.

Modificarea granulației matricei structurale s-a evidențiat prin indicele Scherer, luînd ca referință microstructura după normalizare și atribuindu-i valoarea relativă $I_{Sch} = 1$. După călirea clasică și revenirea joasă $I_{Sch} = 0{,}684$, după călirea ciclică $(C_1 + C_2)$ $I_{Sch} = 0{,}603$ și după călirea ciclică $(C_1 + C_2 + C_3 + C_4)$ $I_{Sch} = 0{,}299$.

Micșorarea valorii indicelui Scherer după călirea ciclică $(C_1 + C_2 + C_3 + C_4)$ atestă o finisare accentuată a matricei structurale, fapt care justifică asocierea favorabilă rezistență — tenacitate.

Variantele tehnologice de tratament termic aplicate oțelului cercetat duc și la modificarea naturii, cantității și finetii carburilor complexe. Fără a avea pretenția elucidării, în faza aceasta a problemei carburilor, se analizează cîteva aspecte caracteristice sesizate.

Pentru modificarea naturii carburilor complexe s-a folosit analiza cu raze X și analiza cu microsonda electronică observîndu-se următoarele :

— în stare turnată, apare carbura de tipul MC, care poate fi de forma : $[Ti_{0,8}Mn_{0,15}(Fe\text{-}Ni)_{0,05}]C$;

— în stare normalizată, pe lîngă carbura MC apar și carburi complexe M_6C și $M_{23}C_6$, avînd pondere mare tipul de carburi $M_{23}C_6$.

Tipul de carburi M_6C poate avea ca element preponderent manganul sau fierul sau o mixtare fier — mangan.

Tipul de carbură complexă $M_{23}C_6$ poate fi de forma $[Mn_{0,78}Fe_{0,14}\ Ti_{0,02} - (Ni \text{ și alte elemente})_{0,01}]_{23}\ C_6$ sau de forma $[Mn_{0,76} - Fe_{0,13}\ Ti_{0,01} - (Ni \text{ și alte elemente})_{0,02}]_{23}C_6$.

Se remarcă faptul că, după călirea ciclică $C_1 + C_2 + C_3 + C_4$, apare preponderentă, ca tip, carbura complexă $M_{23}C_6$.

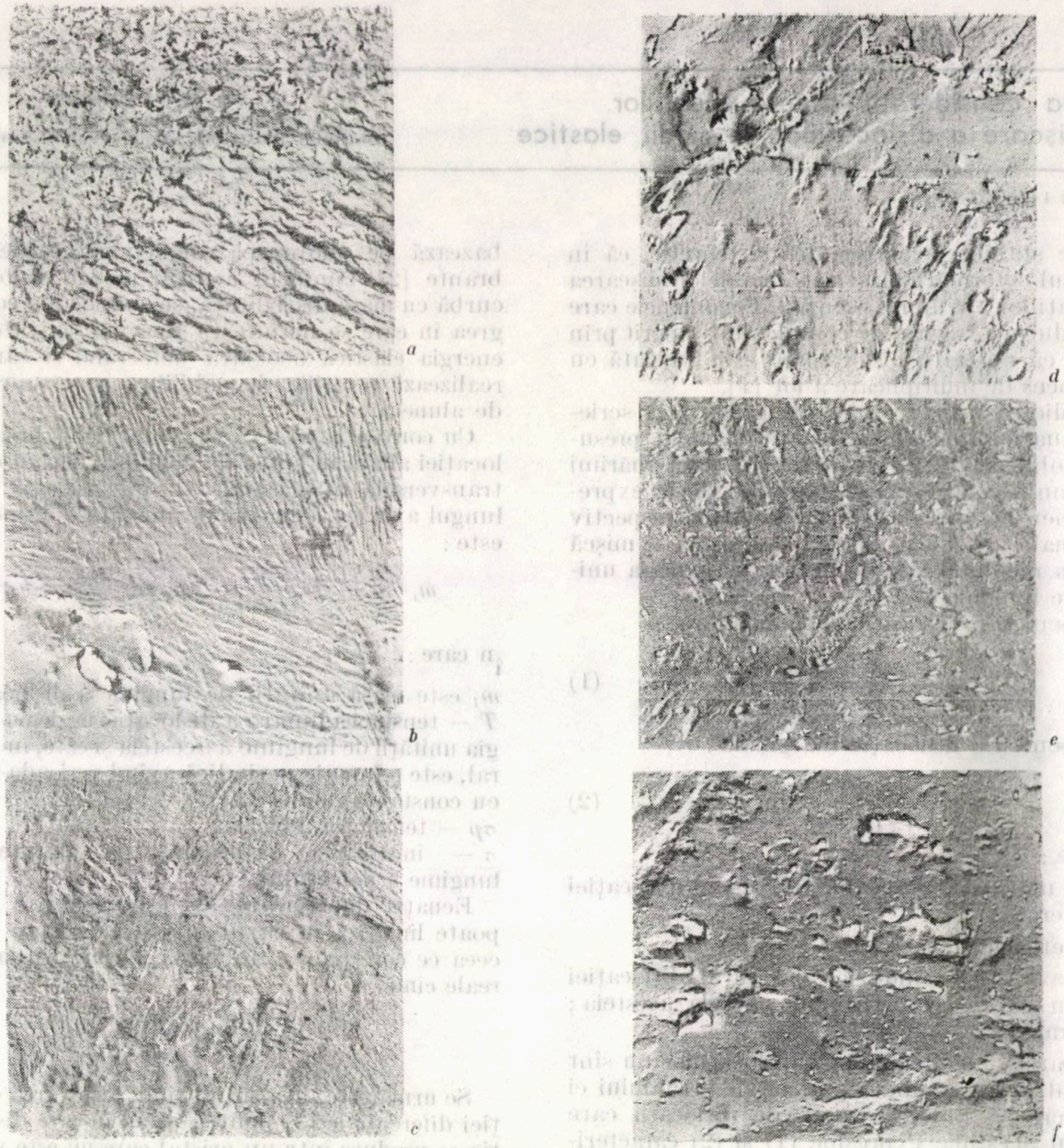


Fig. 11. Oțel 6TiMnNi55; microstructuri după călirea ciclică; varianta I — de călire ciclică: *a* — lingotieră cu răcitor de cupru; ME×9900; *b* — lingotieră cu răcitor din fontă; ME×9900; varianta a II-a — de călire ciclică; *c* — lingotieră cu răcitor din cupru ME×9900; *d* — lingotieră cu răcitor din fontă; ME×9900; varianta a III-a — de călire ciclică; *e* — lingotieră cu răcitor din cupru; ME×9900; *f* — lingotieră cu răcitor din fontă; ME×9900

Luînd ca referință starea turnată în lingotiera răcită cu cupru și apreciind cantitatea de carburi $G_{MC} = 1$, se urmărește influența variantelor de tratamente termice asupra acestui tip de carburi.

Astfel:

— starea călită clasic și revenită scoate în evidență $G_{MC} = 0{,}213$ rămînînd preponderentă carbura $M_{23}C_6$;

— starea călită ciclic ($C_1 + C_2 + C_3 + C_4$) atestă $G_{MC} = 0{,}100$ rămînînd preponderentă carbura $M_{23}C_2$.

Creșterea gradului de finețe a matricei structurale, modificarea tipului de carburi și apariția cu pondere a carburii complexe $M_{23}C_6$ explică pe deplin ameliorarea compromisului rezistență-tenacitate.

Pentru oțelul 6TiMnNi55 se recomandă ca variante tehnologice:

— turnarea în lingotieră cu răcitor de cupru sau fontă;

— recoacerea de normalizare;

— călirea ciclică ($C_1 + C_2 + C_3 + C_4$) urmată de revenire joasă.

Aceste variante tehnologice vor conferi oțelului 6TiMnNi55 la temperatura ambiantă $Rm = 1090-1172$ N/mm² și $KV = 140-172$ J și la temperatura de -196°C un $Rm = 1190-1231$ N/mm² și $KV = 39-57$ J.

Oțelul 6TiMnNi55 apare, astfel, competitiv pentru folosire la -196°C și poate înlocui cu succes, oțelul mai bogat în nichel 10Ni90.

Cîteva considerații asupra ecuațiilor de mișcare a dislocațiilor în medii elastice

Dr. ing. Doina Drăgulescu
și prof. dr. ing. L. Brîndeu
Institutul Politehnic „Traian Vuia" — Timișoara

CZ : 681.142 : 621.8.02

Este stabilit, experimental și teoretic, că în procesul deformării plastice a metalelor mișcarea dislocațiilor are un rol esențial. Fenomenele care se produc au un grad de complexitate sporit prin faptul că mișcarea dislocațiilor este asociată cu un proces de multiplicare a lor [1].

Studierea mișcării unei dislocații, prin scrierea ecuației fundamentale a dinamicii, presupune obligativitatea introducerii unei mărimi cu semnificație de masă. Pornind de la expresiile energiei unei dislocații elicoidale, respectiv marginale [1] și considerînd că acestea se mișcă într-un mediu elastic de densitate ρ, masa unității de lungime este :

— pentru o dislocație elicoidală :

$$m_l = \frac{\rho b^2}{4\pi} \ln \frac{R}{R_0} \qquad (1)$$

— pentru o dislocație marginală :

$$m_l = \frac{\rho b^2}{4\pi (1-\nu)} \ln \frac{R}{R_0} \qquad (2)$$

în care :

b este mărimea vectorului Bürgers al dislocației considerate ;

ν — coeficientul vectorului Poisson ;

R — raza zonei cilindrice din jurul dislocației în care este distribuită energia acesteia ;

R_0 — raza miezului dislocației.

Deoarece masele asociate dislocațiilor nu sînt concentrate în anumite puncte ale cristalului ci se referă la întreaga rețea de dislocații care aparțin acestuia, expresiile (1) și (2) caracterizează distribuția de mase asociată rețelei de dislocații.

La mișcarea dislocației într-un cristal real sînt antrenați și atomii situați în jurul liniei acesteia la distanța R_0. Astfel, ca măsură a inerției dislocației pentru scrierea corectă a ecuației fundamentale a dinamicii, ar trebui luată în considerare și masa lor reală. Ordinul de mărime a masei tuturor atomilor situați în jurul liniei unei dislocații de lungime unitară la distanța R_0 (uzual egală cu b) este atît de redus, în comparație cu valoarea care rezultă din (1) și (2) pentru cazul $R \gg R_0$, încît prezența acestor atomi practic nu influențează inerția dislocației. De aceea, în considerarea distribuției de mase a unei rețele de dislocații, se face abstracție de prezența atomilor înconjurători [2].

Unul din cele mai uzuale moduri de studiere a mișcării dislocațiilor într-un mediu elastic se bazează pe adoptarea modelului coardei vibrante [2]. Conform acestui model, dislocația curbă cu masă distribuită, se consideră o coardă grea în care se manifestă tensiuni derivate din energia elastică asociată defectului și care își realizează pozițiile de echilibru pe o suprafață de alunecare.

Cu convenția că axa Ox coincide cu linia dislocației aflată în stare de echilibru, iar mișcarea transversală a acesteia se înregistrează de-a lungul axei Oy, ecuația de mișcare a dislocației este :

$$m_l \frac{\partial^2 y}{\partial t^2} - T \frac{\partial^2 y}{\partial x^2} + b\sigma_p \sin \frac{2\pi y}{a} = b\sigma \qquad (3)$$

în care :

m_l este masa unității de lungime a dislocației ;

T — tensiunea liniară a dislocației egale cu energia unității de lungime a acesteia și care, în general, este o funcție periodică avînd perioada egală cu constanta rețelei [3] ;

σp — tensiunea Peierls ;

σ — încărcarea exterioară pe unitatea de lungime a defectului.

Ecuația de mișcare (3) este neliniară și se poate liniariza în cazul mișcărilor reduse $y \ll b$, ceea ce corespunde, în bună măsură, situațiilor reale cînd :

$$\sin \frac{2\pi y}{a} \cong \frac{2\pi y}{a}$$

Se urmărește, în primul rînd, rezolvarea ecuației diferențiale (3) pentru cazul în care dislocația se produce într-un cristal care nu este solicitat exterior ($\sigma = 0$).

Cu aceste precizări, ecuația fundamentală a dinamicii devine :

$$m_l \frac{\partial^2 y}{\partial t^2} - T \frac{\partial^2 y}{\partial x^2} + 2\pi \frac{b}{a} \sigma_p y = 0 \qquad (4)$$

care se poate scrie sub forma :

$$\frac{\partial^2 y}{\partial t^2} - \frac{T}{m_l} \frac{\partial^2 y}{\partial x^2} + 2\pi \frac{b}{a} \frac{\sigma_p}{m_l} y = 0 \qquad (5)$$

Se notează :

$$\frac{T}{m_l} = \alpha_0^2 \quad 2\pi \frac{b}{a} \frac{\sigma_p}{m_l} = \omega_0^2 \qquad (6)$$

cu care ecuația (5) devine :

$$\frac{\partial^2 y}{\partial t^2} - \alpha_0^2 \frac{\partial^2 y}{\partial x^2} + \omega_0^2 y = 0 \qquad (7)$$

Ecuația (7) admite o soluție de forma :

$$y = y_0 \sin (kx - \omega t) \tag{8}$$

în care :

$$\omega^2 = \omega_0^2 + \alpha_0^2 k^2 \tag{9}$$

În procesul deformării plastice a cristalelor mișcarea dislocațiilor este caracterizată în anumite etape prin fixarea capetelor acestora, pe defecte punctiforme ale rețelei (vacanțe sau atomi interstițiali).

De aceea, este interesant de studiat cazul mișcării unei dislocații care are unul din capete fixat într-un plan de alunecare ($x = -\infty, y = 0$), iar celălalt capăt în planul de alunecare consecutiv ($x = +\infty, y = a$).

Soluția ecuației (7) dacă se respectă condițiile precizate, uzîndu-se și de presupunerea că buclarea dislocației se propagă cu viteză constantă V de-a lungul axei Ox ($\dot{x} = v_0 = ct$), se va scrie sub forma :

$$y(x, t) = \frac{2a}{\pi} \operatorname{arc\,tg}\, e^{\frac{x - V_0 t}{l(V_0)}} \tag{10}$$

în care :

$$l(v_0) = \frac{1}{\omega_0} \sqrt{\alpha_0^2 - v_0^2} \tag{11}$$

și se numește *lățimea buclei mobile.*

În cazul în care bucla dislocației se află în repaus ($v_0 = 0$), lățimea sa va fi :

$$l(0) = \beta = \frac{\alpha_0}{\omega_0} = \sqrt{\frac{T}{\sigma_p} \frac{a}{a\pi b}} \tag{12}$$

Este evident că $l(0) = \beta \gg a$.

Cu atît mai mult lățimea buclei mobile va fi :

$$l(v_0) = \frac{1}{\omega_0} \sqrt{\alpha_0^2 - v_0^2} = \beta \sqrt{1 - \left(\frac{v_0}{\alpha_0}\right)^2} \gg a \tag{13}$$

Viteza elementului dislocației situat pe abscisa curentă x de capătul acesteia ($x = 0$) este :

$$V(x,t) = \frac{\partial y}{\partial t} = -\frac{a v_0}{\pi l(v_0)} \operatorname{sech} \frac{x - v_0 t}{l(v_0)} \tag{14}$$

În felul acesta, mișcarea transversală a dislocației se produce prin același mecanism ca și propagarea unei unde cu viteza v_0, de-a lungul defectului.

Energia totală a buclei mobile a dislocației se va putea, deci, calcula :

$$E_i = \int_{-\infty}^{\infty} \left[\frac{1}{2} \rho \left(\frac{\partial y}{\partial t}\right)^2 + \frac{1}{2} T \left(\frac{\partial y}{\partial x}\right)^2 + \frac{ab}{\pi} \sigma_p \sin^2 \frac{\pi y}{a} \right] dx \tag{15}$$

putîndu-se scrie sub forma :

$$E_i(v) = \frac{E_0}{\sqrt{1 - \left(\frac{v}{\alpha_0}\right)^2}} \tag{16}$$

în care :

$$E_0 = \frac{2}{\pi^2} \frac{a^2}{\beta} T \tag{17}$$

Este deci, evident că energia asociată dislocației în mișcare are o expresie care permite analogia cu expresia energiei în teoria relativității, limita superioară a vitezei fiind de data aceasta α_0, care reprezintă, conform expresiei (6), viteza de propagare a sunetului în mediul elastic [3], [2].

În cristalele reale, dislocațiile nu se mai bucleză respectînd ecuații de mișcare de forma (7) și satisfăcînd legea de conservare a energiei. Mișcarea dislocațiilor este neconservativă depinzînd de defectele punctiforme ale rețelei, energia pierdută în această mișcare fiind în strînsă interdependență cu energia de activare a acestor defecte.

Mișcarea dislocației nu este o oscilație ideală, defectul nu se bucleză cu viteză (14), ci se „tîrăște" cu o viteză a cărei expresie s-a constatat a fi de forma [3] :

$$v = B(\sigma b^3) kT e^{\frac{E_a}{kT}} \tag{17}$$

în care : T este temperatura absolută la care se produce mișcarea ;

k — constanta lui Boltzman ;

E_a — energia de activare a defectelor punctiforme ;

B — un factor de multiplicare care depinde de elementele care produc frînarea propriu-zisă a dislocațiilor în mișcare.

S-a constatat că [3] în cazul mișcării dislocațiilor în cristale finite, frînarea cea mai eficace se datorește atmosferei de fononi, atît datorită împrăștierii fononilor de către dislocațiile în mișcare, cît și datorită viscozității proprii a norului de fononi.

Studiul mișcării dislocațiilor în cristale devine și mai complicat de urmărit, din punct de vedere matematic, atunci cînd evoluția defectelor se face în prezența unei solicitări exterioare care are, printre altele, consecințe directe asupra densității, dislocațiilor, respectiv asupra configurației rețelei de dislocații și a interacțiunii lor din interiorul acesteia.

BIBLIOGRAFIE

[1] Gâdea, Suzana, Petrescu, Maria: *Metalurgie fizică și studiul metalelor.* Ed. didactică și pedagogică, București, 1983.

[2] Kosevici, A. M.: *Dizlocații v teorii uprugosti.* Ed. Naukova Dumka, Kiev, 1978.

[3] Maiboroda, V. P., Kravciuk, A. S., Holin, N. N.: *Skorostnoe deformirovanie konstrukționnih materialov.* Ed. Mașinostroenie, Moscova, 1986.

Cercetări privind recondiționarea cuzineților

Prof. dr. ing. P. Tudoran, prof. dr. ing. Al. Maniu, dr. ing. R. Iovănaș, dr. ing. C. Șerban, ing. C. Bogdan și ing. V. Braic
Universitatea din Brașov

CZ : 621.785

Recondiționarea pieselor reprezintă astăzi una din metodele de bază de economisire a resurselor materiale și energetice.

Costul recondiționării unei piese reprezintă doar 20—30% din valoarea piesei noi.

Din această cauză, elaborarea metodelor și tehnologiilor de recondiționare este de natură să ducă la importante economii de materiale, manoperă și energie.

Scopul lucrării este căutarea unei soluții noi, mai economice, de recondiționare a lagărelor osiilor transmisiei finale ale tractoarelor grele.

Actualmente, aceste lagăre sînt constituite, așa cum se arată în figura 1, din corpul lagărului 1, executat din oțel turnat, și bucșa lagărului 2, executată din bronz marca CuSn10T.

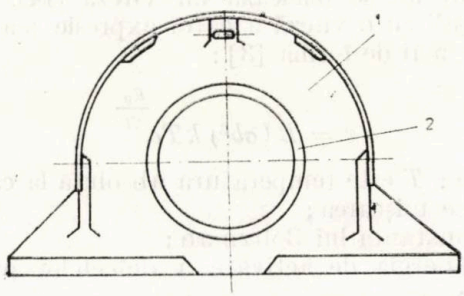


Fig. 1. Schița de principiu a lagărului

Tehnologia actuală de recondiționare a acestor lagăre constă din înlocuirea bucșelor 2 din bronz, uzate, cu bucșe noi din același material.

Avînd în vedere costul ridicat al bronzului și faptul că acesta este un material deficitar, tehnologia, cercetată și propusă în cadrul lucrării, prevede înlocuirea, la recondiționare, a bucșelor din bronz cu bucșe din oțel sau fontă, de aproximativ șapte ori mai ieftine, supuse însă, pentru mărirea rezistenței la uzare, tratamentului termochimic de sulfizare anodică.

A fost ales tocmai tratamentul de sulfizare pentru mărirea rezistenței la uzare, din cauză că acest tratament, după cum se cunoaște azi, asigură o creștere considerabilă a rezistenței la uzare a pieselor tratate.

Faptul că a fost aleasă tocmai varianta de sulfizare anodică a fost determinat de durata mult mai scurtă a procesului în acest caz (10—15 minute la sulfizare anodică, față de aproximativ trei ore la sulfizarea clasică în băi de săruri).

Modul de lucru

Sulfizarea anodică s-a efectuat într-un amestec de sulfocianuri topite avînd următoarea compoziție: 75% sulfocianură de potasiu +25% thiosulfat de sodiu.

Temperatura de sulfizare a fost de 200°C.

Instalația de sulfizare anodică utilizată a fost realizată în cadrul Universității din Brașov și schema de principiu a acesteia este prezentată în figura 2. Ea este compusă din carcasa exterioară 1, carcasa interioară 2, izolația termică 3, baia

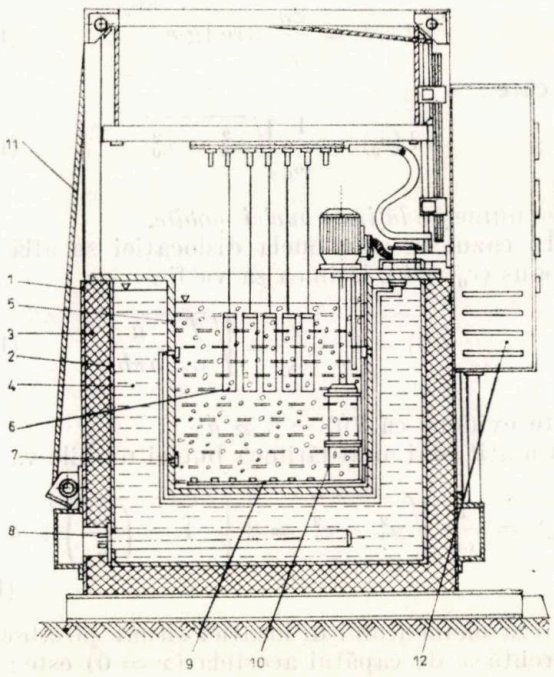


Fig. 2. Schema de principiu a instalației de sulfizare anodică

de ulei 4, care realizează încălzirea creuzetului la 180—220°C, creuzetul 5, șarja de piese 6, dispozitivul de reglare a temperaturii 7, elementul de încălzire 8, dispozitivul de insuflare a gazelor tehnologice 9, dispozitivul de purificare a sării 10, dispozitivul de introducere-scoatere a șarjei 11 și instalația electrică 12.

Pentru stabilirea regimului optim de sulfizare anodică au fost experimentate șase regimuri diferite notate cu A_1, A_2, A_3 și B_1, B_2, B_3. Epruvetele nesulfizate au fost notate cu 0.

Parametrii celor șase regimuri de sulfizare experimentate și adîncimile straturilor sulfizate obținute sînt prezentate în tabelul 1. La regimurile notate cu A, densitatea curentului a fost de 3,5 A/dm², în timp ce la regimurile notate cu B, ea a fost de 4,5 A/dm².

Tabelul 1

Parametrii tehnologici ai diferitelor regimuri de sulfizare anodică și grosimile straturilor obținute

Notarea regimului de sulfizare anodică	Temperatura băii, °C	Durata de menținere, min	Densitatea curentului, A/dm²	Grosimea stratului sulfizat, mm
0	—	—	—	eruvete nesulfizate
A_1	200	9	3,5	0,008
A_2	200	12	3,5	0,011
A_3	200	15	3,5	0,012
B_1	200	9	4,5	0,009
B_2	200	12	4,5	0,012
B_3	200	15	4,5	0,013

La aceste două densități diferite de curent au fost apoi experimentate trei durate diferite de menținere, și anume : 9, 12 și 15 minute, notate cu A_1, A_2, A_3 și respectiv B_1, B_2, B_3.

Temperatura a fost la toate regimurile de sulfizare experimentate de 200°C.

Epruvetele supuse încercărilor la uzare sînt realizate din cele două materiale destinate să înlocuiască bronzul, și anume, din oțel carbon de scule marca OSC 7 și fontă de antifricțiune marca Fc 320 Cr Cu P_2.

Schița epruvetelor pentru încercare la uzare executate din cele două materiale este prezentată în figura 3. Epruvetele de forma și dimensiunile arătate în figura 3 au fost montate în vederea încercărilor într-un tribometru special pentru încercarea la uzare și oboseală de contact

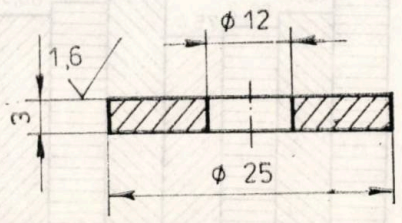


Fig. 3. Desenul epruvetei pentru încercarea la uzare și oboseală de contact

Pentru a se obține rezultate comparabile este necesar ca modul de prelucrare a epruvetelor pe suprafața supusă încercării să fie constant. În cazul de față, epruvetele au fost rectificate pe fețele laterale la o rugozitate de 1,6 μm.

Turația epruvetei a fost de 1500 rot/min, iar presiunea de lucru de 2 bari pentru epruvetele din oțel și de 750 rot/min și presiunea de 0,5 bari pentru epruvetele din fontă și bronz.

Rezistența la uzare a fost apreciată după pierderile de masă (Δm), care intervin după diferite perioade de încercare, variind de la 0,5 la 10 h.

Pierderile de masă au fost determinate prin cîntărirea epruvetelor înainte de sulfizare, după sulfizare, înainte de încercare la uzare, după diferite intervale de încercare la uzare (0,5 ; 1 ; 2 ; 4 ; 6 ; 8 și 10 ore).

Cîntăririle au fost efectuate la o balanță de laborator, avînd o precizie de cîntărire de 0,0001 g.

Rezultatele obținute și interpretarea lor

În tabelul 2 sînt prezentate pierderile de masă înregistrate la oțelul OSC 7 la diferite regimuri de sulfizare, iar în tabelul 3 sînt redate pierderile de masă înregistrate la fonta Fc 320 și la bronzul CuSn 10 T, experimentat în aceleași condiții ca și fonta.

Pentru urmărirea mai ușoară a datelor obținute, după rezultatele prezentate în tabelele 2 și 3 au fost construite histogramele reprezentate în figurile 4 și 5.

În figura 4 este prezentată histograma pierderilor de masă în funcție de regimul de sulfizare aplicat oțelului OSC 7, iar în figura 5 este prezentată histograma pierderilor de masă în funcție de regimul de sulfizare în cazul fontei Fc 320 $CrCuP_2$ sulfizate și în cazul bronzului Cu Sn 10 T, experimentat în aceleași condiții ca și fonta.

Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelele 2 și 3, precum și în figurile 4 și 5.

Procedeul de sulfizare anodică se dovedește deosebit de eficient în cazul aplicării lui la oțelul OSC 7.

Pierderile de masă la epruvetele sulfizate din acest oțel se reduc la mai mult de jumătate, în comparație cu epruvetele nesulfizate, cele mai eficace dovedindu-se regimurile A_3 și B_3 cu durata de menținere de 15 minute în baia de sulfizare anodică, la densități de curent de 3,5 A/dm² și respectiv 4,5 A/dm².

În ceea ce privește fonta Fc 320 $CrCuP_2$, care este o fontă de antifricțiune, utilizată, în mod obișnuit, pentru segmenții de piston, cămăși de cilindru, pistoane și alte piese solicitate la uzare, rezultatele cele mai bune au fost obținute la regimul A_3, constînd din sulfizarea anodică la 200°C, la o densitate de curent de 3,5 A/dm² și o durată de menținere de 15 minute în baia de sulfizare anodică.

Tabelul 2

Pierderile de masă în funcție de regimul de sulfizare anodică la oțelul OSC 7

Notarea regimului	Regimul de sulfizare anodică		Masa medie a epruvetelor, g	Pierderea de masă Δm_{med} [g], în funcție de timpul de încercare						
	timpul, min	densitatea curentului, A/dm²		0,5 h	1 h	2 h	4 h	6 h	8 h	10 h
				m_{med}	m_{med}	m_{med}	m_{med}	m_{med}	m_{med}	m_{med}
A_1	9	3,5	10,7713	0,0101	0,0152	0,0204	0,0273	0,0364	0,0520	0,0838
A_2	12	3,5	11,4703	0,0082	0,0116	0,0168	0,0230	0,0313	0,0465	0,0744
A_3	15	3,5	11,3095	0,0062	0,0087	0,0141	0,0208	0,0383	0,0422	0,0685
B_1	9	4,5	11,2475	0,0103	0,0151	0,0204	0,0272	0,0368	0,0513	0,0788
B_2	12	4,5	11,1547	0,0097	0,0138	0,0187	0,0263	0,0331	0,0438	0,0707
B_3	15	4,5	11,7646	0,0078	0,0116	0,0158	0,0227	0,0283	0,0384	0,0672
Epruvete nesulfizate			10,7497	0,0058	0,0096	0,0167	0,0348	0,0576	0,0869	—

Tabelul 3

Pierderile de masă în funcție de regimurile de sulfizare anodică la fonta Fc 320 $CrCuP_2$ comparativ cu cea a bronzului CuSn 10 T

Notarea regimului	Regimul de sulfizare anodică		Masa medie a epruvetelor, g	Pierderea de masă Δm_{med}, [g], în funcție de timpul de încercare					
	timpul, min	densitatea curentului, A/dm²		15 min	30 min	45 min	60 min	75 min	90 min
				m_{med}	m_{med}	m_{med}	m_{med}	m_{med}	m_{med}
A_1	9	3,5	10,4905	0,0374	0,0461	0,0493	0,0532	0,0579	0,0663
A_2	12	3,5	10,4328	0,0352	0,0436	0,0474	0,0508	0,0548	0,0602
A_3	15	3,5	10,5381	0,0349	0,0417	0,0451	0,0487	0,0524	0,0566
B_1	9	4,5	10,4689	0,0381	0,0484	0,0508	0,0542	0,0610	0,0718
B_2	12	4,5	10,4769	0,0366	0,0459	0,0494	0,522	0,0584	0,0677
B_3	15	4,5	10,3096	0,0350	0,0441	0,0479	0,0507	0,0562	0,0650
Epruvete nesulfizate anodic			10,3900	0,0392	0,0496	0,0531	0,0565	0,0628	0,0751
Epruvete din bronz CuSn 10 T			9,9561	0,0422	0,0486	0,0548	0,0592	0,0654	0,0762

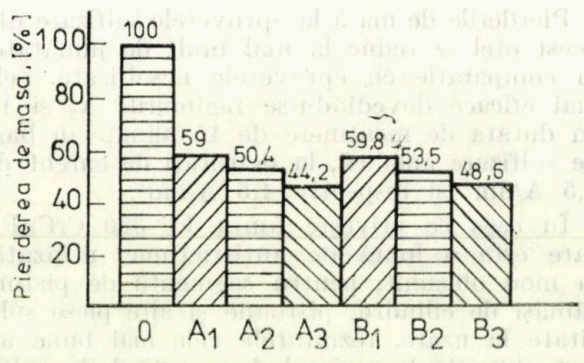


Fig. 4. Histograma pierderilor de masă la diferite regimuri de sulfizare anodică aplicate oțelului OSC7

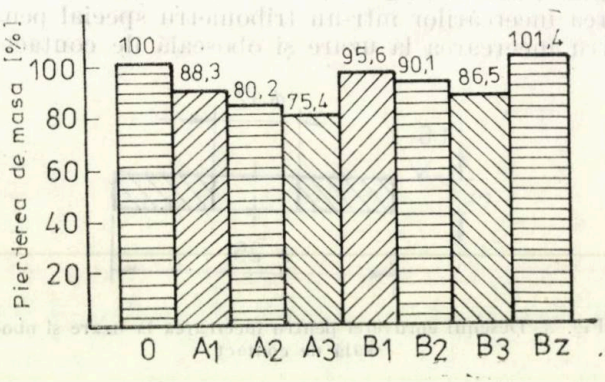


Fig. 5. Histograma pierderilor de masă ale fontei $Fc320CrCuP_2$ sulfizate la diferite regimuri de sulfizare anodică și a pierderilor de masă ale bronzului CuSn 10T, încercat în aceleași condiții

La acest regim, pierderile de masă ale acestei fonte reprezintă doar 75,4% din pierderile de masă ale fontei nesulfizate.

Din datele obținute și prezentate în tabelul 3 și în figura 5, rezultă însă că epruvetele din această fontă, chiar și în stare nesulfizată, au o rezistență la uzare comparabilă cu cea a bronzului CuSn10 T.

În starea sulfizată ele dovedesc o rezistență la uzare superioară celei obținute la epruvetele din bronz cu staniu.

Rezultatele obținute și prezentate în cele de mai sus arată că înlocuirea bucșelor din bronz (material deficitar) cu bucșe din oțel sau fontă sulfizate anodic este posibilă și justificată din punctul de vedere al rezistenței la uzare.

Cunoscîndu-se costul mult mai redus al fontei și oțelului, în comparație cu bronzul, cu staniu, această înlocuire este de natură să ducă, în același timp, la importante economii.

BIBLIOGRAFIE

[1] Tudoran, P., Șerban, C. ș.a.: *Posibilități de aplicare în industrie a tratamentului termochimic de sulfizare anodică.* Cea de a III-a Sesiune de comunicări tehnico-științifice „Tehnologii și utilaje noi pentru prelucrări la cald", Universitatea din Brașov, 1982.

[2] Tudoran, P., Șerban, C., Andreescu, F., Luca, V.: *Instalație automată cu eficiență energetică ridicată pentru tratamentele termochimice în băi de săruri.* Sesiunea științifică „Tehnologii actuale și de perspectivă, implicații tehnologice și umane", Casa de știință și tehnică pentru tineret Brașov, vol. I, 1980.

REVISTA REVISTELOR

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 1, 1988

Cvasicristale formate prin răcire rapidă ,p. 2 — Duritatea și uzura pulberilor presate la cald din aliaje amorfe Fe—Cr—Mo—C—Si, p. 7 — Superplasticitatea unui oțel inoxidabil duplex produs prin turnarea directă a benzilor, p. 10 — Caracteristicile benzilor din oțel inoxidabil turnate cu cilindri dubli, p. 23 — Ambutisarea adîncă a tablei subțiri din oțel laminat la rece cu conținut scăzut de carbon, produsă din tablă solidificată rapid, p. 28 — Procedee de topire prin levitare care utilizează creuzet rece, p. 36 — Studiul cineticii absorbției azotului și desorbției fierului lichid, p. 41 — Perfecționarea ajutajului de insuflare prin fund de la convertizorul cu insuflare combinată, p. 49 — Analiza variabilelor procesului din convertizor pe baza gazului evacuat, p. 59 — Cauzele și prevenirea exfolierii cilindrilor de sprijin la laminoarele de benzi la cald, p. 68 — Funcționarea industrială a unui robot recent realizat pentru încărcarea furnalului cu materiale pentru astupat orificiul de evacuare, p. 75 — Un nou tip de mașină de îndreptat la cald pentru tabla subțire și pentru tabla groasă, p. 76 — Legarea prin difuziune a fazei lichide la fabricarea țevilor placate, p. 77 — Sistem pentru controlul cantității de căldură utilizată la sudarea țevilor (sudate electric prin rezistență) (Sistem pentru controlul cusăturii și al distribuției temperaturii rezistenței electrice), p. 78.

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 2, 1988

Reacția de desiliciere a fontei brute cu zgură de furnal cu conținut de MnO, în condiții de presiune și în prezența cocsului, p. 83 — Caracterizarea echilibrului dintre aliaj-spinel-corund în sistemul Fe—Ni—Al—O, p. 91 — Modelarea matematică a agitării electromagnetice a suspensiilor solid-lichid, p. 97 — Coeficientul transferului termic local la răcirea prin pulverizare a suprafețelor calde, p. 104 — Controlul lățimii sleburilor la laminarea directă la cald, p. 110 — Influența temperaturii de laminare de finisare și a conținutului de carbon asupra microstructurii și anizotropiei mecanice a oțelurilor cu conținut de 0,04—0,13% C, p. 117 — Austenita reziduală și efectele acesteia asupra proprietăților unui oțel bifazic produs la scară industrială, p. 125 — Influența configurației limitelor grăunților asupra rezistenței la fluaj și alunecarea la limita grăunților în cazul unui oțel austenitic termorezistent, p. 129 — Influența condițiilor de încercare asupra zimțuirii oțelurilor austenitice în heliu lichid, p. 136 — Celulă de control al hidrogenului care trece prin oțel la temperaturi înalte, p. 143 — Metodă de programare a minereului de fier și a calcarului la o instalație de aglomerare, p. 146 — Sistem de prevenire a lipirilor la turnarea continuă, p. 147 — Saboți pentru cilindrii de acționare de la laminorul elicoidal pentru țevi fără sudură, p. 148.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 3, 1988

Studiul structurii și rezistenței și măsurările magnetice ale forței de adeziune, efectuate asupra unui oțel călit cu conținut ridicat de austenită reziduală, p. 81 — Determinarea tenacității la apariția fisurilor prin încercarea de îndoire prin lovirea probelor crestate, p. 86 — Influența ecruisării la rece și a transformării martensitice $\gamma \rightarrow \varepsilon - \alpha'$ asupra formării fisurilor prin coroziune a oțelurilor crom-nichel, p. 89 — Determinarea optimizată a modulului de elasticitate, p. 93 — Încercări la oboseală controlate prin forță și alungire efectuate asupra unui oțel de cazan nealiat, cu 0,2% C, în domeniul de temperatură de pînă la 400°C, p. 94 — Formarea fisurilor în domeniul sudurii oțelurilor refractare, p. 98 — Oboseala materialelor unui rotor de turbină cu abur după o durată de exploatare de 140 000 h, p. 105 — Determinarea durabilității elementelor de construcție solicitate la temperatură înaltă, în centralele energetice din Finlanda, p. 110 — Evaluarea prin mecanica ruperii a defectelor mecanismelor ca urmare a fisurilor datorate oboselii, la o transmisie dințată, p. 114.

Giesserei, R.F.G., nr. 8, 1988

Sistemul de experți — un viitor partener al inginerului turnător, p. 231 — Cel de-al 18-lea concurs „Să construim cu materiale turnate", urmarea 2-a, p. 234 — Influența procedeului de topire și a materialului de formare asupra formării suflurilor pieselor turnate din oțel p. 238 — Noi dezvoltări în domeniul turnării magneziului, p. 246 — Sinteză bibliografică anuală asupra cuptoarelor electrice de topire (urmare 23), p. 251 — Tîrgul de la Hanovra, Industria '88, p. 259.

Cercetări privind rezistența în mediu de hidrogen sulfurat a oțelurilor carbon sudabile

Dr. ing. D. Cioclov, dr. fiz. N. Farbaș
și fiz. M. Tovică
ISIM Timișoara

CZ : 669.14.018.9 : 669.14.018.62

Fragilizarea determinată de hidrogen este o formă de degradare a metalelor și aliajelor cu rețea cubică cu volum centrat.

Fragilizarea are la bază difuzia hidrogenului în stare ionizată (protonică) spre locurile geometric favorabile din rețeaua cristalină a metalului unde se acumulează. Astfel de locuri favorabile, preexistente întotdeauna în structuri cristaline reale, pot fi identificate cu aglomerări de dislocații sau de vacanțe, limite de grăunți, interfețe fazice, ca cele ferită — perlită din oțelurile carbon slab aliate sau interfețele incluziunilor și impurităților cu matricea metalică de bază. Zonele de concentrare a tensiunilor mecanice de tracțiune reprezintă de asemenea locuri spre care difuziunea hidrogenului este activată. În timp ce hidrogenul difuzează în rețeaua metalică sub formă protonică, acumularea în locurile favorabile se produce prin condensare moleculară ($H + H \rightarrow \rightarrow H_2$) cu o considerabilă creștere de volum. În acest mod, se generează centre presurizate intens, care provoacă decoeziuni în matricea metalică, pe interfețele fazice sau pe interfețele matrice metalică-incluziuni [1]. Ruperea materialului se produce sub acțiunea combinată a hidrogenului și a tensiunii mecanice de tracțiune aplicate, prin coalescența desprinderilor generate la nivel microstructural, într-o fisură macroscopică dominantă care prin propagare duce la ruperea finală. Propagarea fisurii dominante este însă discontinuă.

Fisura dominantă apare, de regulă, la suprafață în locurile de concentrare a tensiunilor de tracțiune în jurul discontinuităților geometrice ale elementelor de rezistență aflate sub acțiunea conjugată a hidrogenului și sarcinilor mecanice. Pe elementele netede, craterele de coroziune superficială constituie centrele de nucleație a fisurilor. Imediat după nucleație, extinderea fisurii este oprită deoarece pe măsură ce ea tinde să avanseze, concentrația de hidrogen descrește. Hidrogenul va difuza în zona adiacentă vîrfului fisurii rezultînd acumulări de hidrogen și decoeziuni în fața frontului fisurii. Ligamentele de material rămase între desprinderile de la vîrful fisurii cedează sub acțiunea solicitării de tracțiune aplicate, căreia în zona vîrfului fisurii, îi corespunde o concentrare importantă a tensiunii. În general, propagarea unei fisuri dominante asistată de hidrogen constă din secvențe succesive de stagnare, perioade de incubație, necesare difuziunii hidrogenului și din extinderi bruște datorită ruperii ligamentelor de material din vîrful fisurii.

Aceste aspecte esențiale ale propagării fisurii dominante sub acțiunea hidrogenului au fost confirmate direct de Steigerwald [2] care, pe baza măsurării variației în timp a rezistenței electrice într-o zonă de oțel carbon supusă acțiunii conjugate a hidrogenului și solicitării la tracțiune, a pus în evidență perioade de incubație bine definite (fig. 1). Dependența de temperatură a perioadelor de incubație, constatată experimental, atestă că fenomenologia ruperii

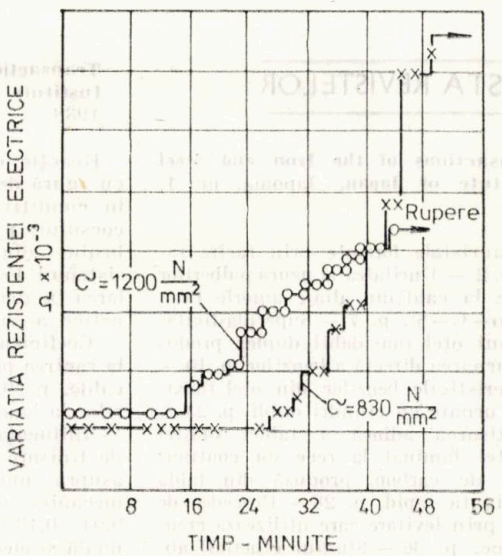


Fig. 1. Măsurarea variației în timp a rezistenței electrice într-o zonă de oțel carbon supusă acțiunii hidrogenului și solicitării la tracțiune

oțelurilor carbon aflate sub incidența hidrogenului este guvernată de procese de difuziune. În oțelurile carbon, hidrogenul poate avea și alte efecte cu implicații directe asupra rezistenței. Astfel, prezența hidrogenului în poziție interstițială sau chiar pe formațiile de dislocații în rețelele cristaline cubice cu volum centrat poate avea ca efect diminuarea energiei superficiale a matricei metalice de bază și diminuarea rezistenței de legătură interatomică [3] și [4]. Aceste efecte secundare contribuie la fragilizarea globală prin hidrogen a oțelurilor carbon. Observațiile fractografice și metalografice confirmă indirect aceste efecte secundare.

În lucrare se prezintă noi evidențe fractografice și metalografice care pun în evidență detaliile mecanismului de generare și creștere

a fisurilor în oţeluri carbon supuse acţiunii conjugate a hidrogenului şi solicitărilor mecanice de tracţiune. Încercările efectuate pe epruvete cu fisuri simulate, dintr-un oţel carbon sudabil din clasa de rezistenţă 52, au permis atît interpretarea procesului de propagare a fisurii dominante pe baza conceptelor mecanicii ruperii materialelor, cît şi stabilirea unei legături cu interpretările bazate pe rezultatele încercărilor convenţionale la tracţiune efectuate în medii de hidrogen cu epruvete netede standardizate.

Metodele de încercare şi analiză şi rezultatele obţinute

Materialul utilizat în încercări şi analize a fost livrat sub formă de tablă laminată la cald şi normalizată din oţel G 52/28 avînd grosimea de 70 mm. Compoziţia chimică şi caracteristicile mecanice ale materialului sînt precizate în lucrarea [5]. Au fost prelevate probe compacte (CT) specifice încercărilor de tenacitate K_{IC}, avînd forma şi dimensiunile date în figura 2, orientarea probelor fiind transversală (TL) (fig. 3).

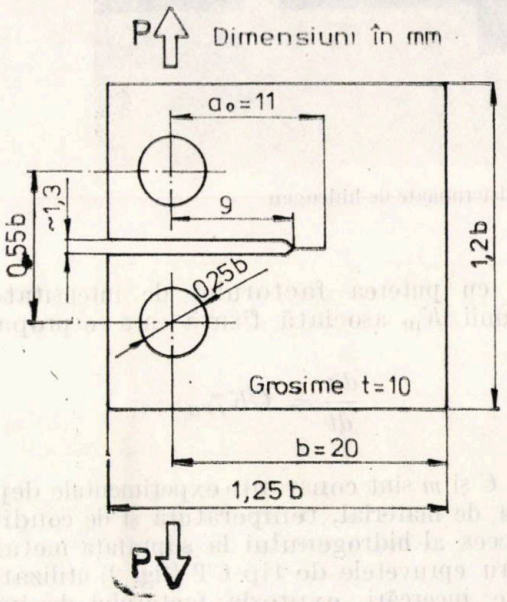


Fig. 2. Probe compacte (CT) specifice încercărilor de tenacitate K_{IC}

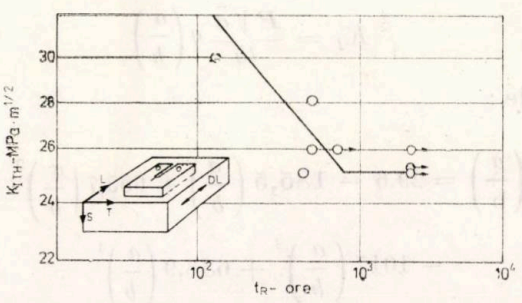


Fig. 3. Curba de durabilitate care reprezintă factorul de intensitate a tensiunii aplicate K_{IH}

După prefisurare prin oboseală, epruvetele au fost supuse la o încărcare de tracţiune constantă în timp, epruveta fiind imersată pe tot parcursul încercării într-un mediu umed saturat de H_2S, preparat conform procedurii NACE [6]. S-a înregistrat timpul pînă la rupere t_R (cînd fisura s-a extins mai mult de 50% din secţiunea transversală a epruvetei). Rezultatele încercării permit să se aproximeze, aşa cum se exemplifică în figura 3, o „curbă de durabilitate" în reprezentarea factorului de intensitate a tensiunii efectiv aplicate K_{IH}, în funcţie de timpul pînă la rupere (t_R), ca şi limita inferioară a factorului de intensitate a tensiunii K_{ITH}, corespunzătoare unei durabilităţi suficient de mari, prestabilite t_{Rd}.

Secţionări ale epruvetei, făcute perpendicular pe frontul fisurii, atît aproape de suprafeţele laterale cît şi la mijlocul grosimii epruvetei, au permis să se releve metalografic morfologia dezvoltării fisurării determinate de hidrogen (fig. 4 şi 5). Se remarcă traiectul propagării fisurii dominante cu schimbări pronunţate de direcţie la o examinare pe distanţe scurte, direcţia globală de propagare păstrîndu-se însă perpendiculară pe direcţia tensiunii de tracţiune aplicate. Deviaţiile pe distanţă scurtă sînt generate de ruperea ligamentelor de material rezultate în urma generării decoeziunilor prin condensarea hidrogenului pe interfeţele feritaperlită în zona adiacentă vîrfului fisurii. Aceste locuri sînt marcate în figurile 4 şi 5 prin săgeţi. Distribuţia întîmplătoare a interfeţelor feritaperlită pe care se produc desprinderi ca şi orientarea grăunţilor în ligamentele de material contribuie la devieri locale pronunţate ale traiectului de propagare.

Efectul fragilizării globale (intrinseci) prin hidrogen a oţelului este relevat de rezultatele determinării tenacităţii K_{IC} prin procedura standard (STAS 9760-84), în condiţii ambientale normale, după o expunere prealabilă, pe durate de timp valabile, în mediu umed saturat de H_2S. Rezultatele încercărilor prezentate în figura 6 relevă o alterare a tenacităţii o dată cu mărirea timpului de menţinere sub sarcină în mediu de hidrogen, ceea ce atestă clar efectul de fragilizare.

Examinările fractografice (pe suprafaţa ruptă) prin microscopie electronică scanning evidenţiază un relief complex ca cel ilustrat în figura 7, ceea ce sugerează că mai multe moduri de rupere sînt implicate în propagarea fisurii dominante. Desprinderile marcate în figura 7 cu A se identifică cu decoeziunile generate de condensarea şi acumularea hidrogenului. Prezenţa desprinderilor generează concentrarea tensiunii mecanice de tracţiune care favorizează în continuare creşterea conţinutului de hidrogen în matricea metalică adiacentă desprinderilor. Rezultă o fragilizare intrinsecă a materialului tocmai în aceste locuri, ceea ce explică

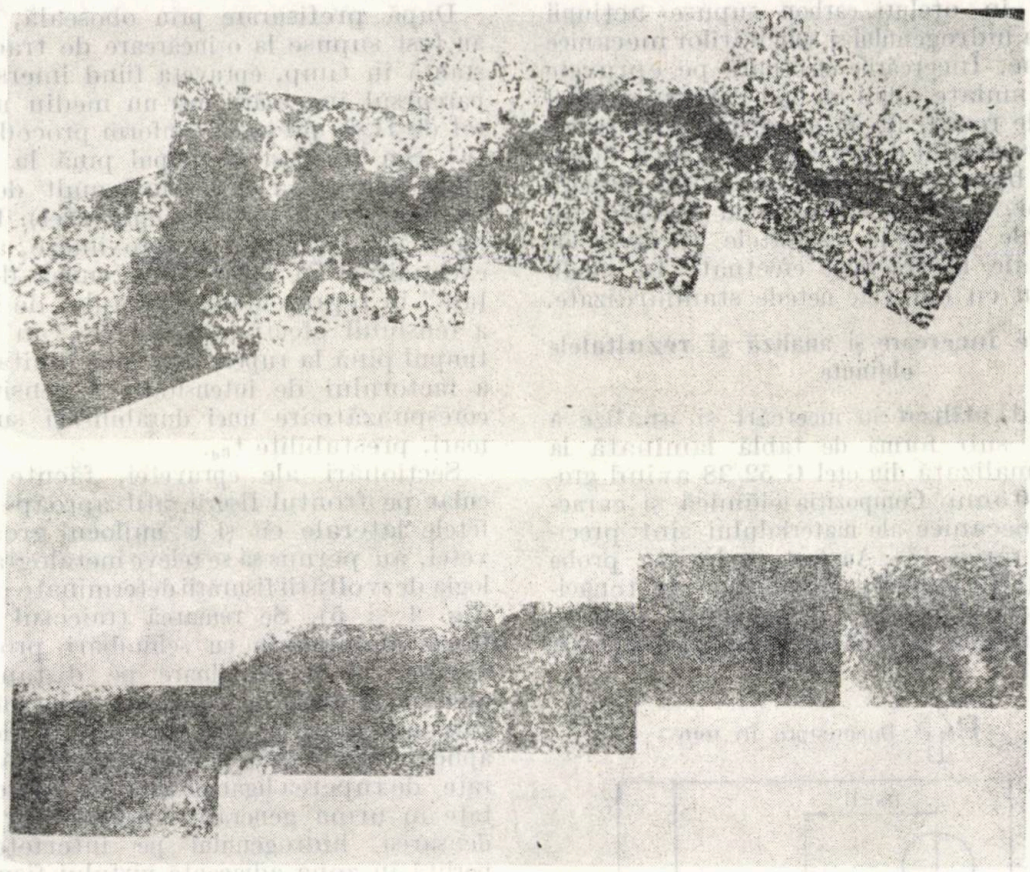


Fig. 4, 5. Morfologia dezvoltării fisurării determinate de hidrogen

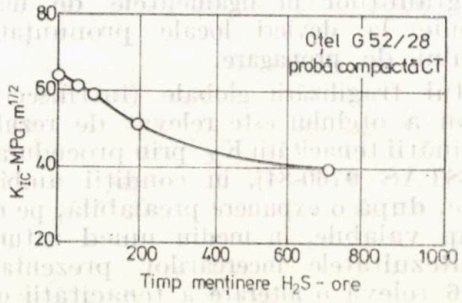


Fig. 6. Alterarea tenacității o dată cu mărirea timpului de menținere sub sarcină în mediu de hidrogen

aspectul tipic fragil, de clivare a suprafeței de rupere în imediata apropiere a decoeziunilor cu formații tipice de „rîuri" marcate cu B în figura 7. Ligamentele de material între aceste domenii, zonele C în figura 7, cedează prin mecanisme de rupere ductilă sau rupere mixtă ductil — fragilă.

Mecanica ruperii în mediu de hidrogen

Rezultatele încercărilor arată că sub acțiunea combinată a hidrogenului și a tensiunii mecanice de tracțiune viteza globală de propagare da/dt a unei fisuri dominante este proporțională cu puterea factorului de intensitate a tensiunii K_{IH} asociată fisurii care se propagă:

$$\frac{da}{dt} = CK_{ITH}^{m} \tag{1}$$

unde C și m sînt constante experimentale dependente de material, temperatură și de condițiile de acces al hidrogenului la suprafața metalică. Pentru epruvetele de tip CT (fig. 2) utilizate în aceste încercări, expresia factorului de intensitate a tensiunii poate fi rearanjată în următoarea formă, STAS 9760-84:

$$K_I = \frac{P\sqrt{a}}{tb} q\left(\frac{a}{b}\right) \tag{2}$$

unde:

$$q\left(\frac{a}{b}\right) = 29{,}6 - 185{,}5\left(\frac{a}{b}\right) + 655{,}7\left(\frac{a}{b}\right)^2 - 1017\left(\frac{a}{b}\right)^3 + 638{,}9\left(\frac{a}{b}\right)^4 \tag{3}$$

în care a, b și t sînt parametrii geometrici ai epruvetei CT, marcați în figura 2, iar P este

Fig. 7. Un relief complex evidențiat de examinările fractografice la microscopul electronic

sarcina de tracțiune aplicată epruvetei. Expresia polinominală $q(a/b)$ poate fi aproximată în domeniul $0{,}4 < (a/b) < 0{,}65$ printr-o expresie liniară de forma $q(a/b) = \alpha(a/b)$ unde $\alpha \cong 30$ (diferență de max. 3% față de valorile date de relația 3). Ținînd seamă de această aproximație în relația (2) și integrînd în ecuația (1) între a_0 — lungimea inițială a fisurii și a_{cr} — lungimea fisurii la ruperea finală, rezultă următoarea expresie a curbei de durabilitate care reprezintă legătura între factorul de intensitate a tensiunii efectiv aplicate și timpul pînă la rupere în condițiile acțiunii conjugate a hidrogenului și tensiunii aplicate:

$$K_{IH}^{m} t_R = \frac{a2_0}{(3m-2)C}\left[1 - \left(\frac{a_0}{a_{cr}}\right)^{\frac{3m}{2}-1}\right] = D \text{ (constant)} \qquad (4)$$

Ecuația (4) este reprezentată de o dreaptă în coordonate ($\lg K_{IH}$, $\lg t_R$). Ajustînd după această ecuație datele experimentale ilustrate în figura 3 rezultă $m = 8$ și $C = 0{,}69 \cdot 10^{-17}$ (unități în MPa, m și h). Ținînd seamă de valoarea mare a parametrului m, raportul $(a_0/a_{cr}) \uparrow (3\ m/2 - 1)$ devine neglijabil față de unitate, ceea ce simplifică expresia din ecuația (4).

Comparație între rezultatele încercărilor bazate pe componentele mecanicii ruperii și încercările convenționale în mediu de hidrogen

Una din procedurile curente de evaluare a rezistenței mecanice a materialelor în condițiile acțiunii hidrogenului constă din supunerea unei epruvete netede, rotunde, la încercarea de tracțiune care generează tensiunea σ_H, epruveta fiind imersată într-un mediu saturat umed de H_2S (procedura NACE [7]). Timpul pînă la rupere t_R, corespunzător unei tensiuni aplicate σ_H, se înregistrează ca rezultat al încercării. În prezent, s-au acumulat numeroase date experimentale conform acestei proceduri, astfel că o corelare cu rezultatele încercărilor bazate pe mecanica ruperii materialelor este de mare interes practic. În dezvoltarea unei astfel de corespondențe trebuie să se aibă în vedere diferența introdusă de distribuția neuniformă a tensiunii în epruvetele CT și distribuția uniformă a tensiunii în epruvetele netede solicitate la tracțiune. Această diferențiere este semnificată în contextul activării difuziei hidrogenului spre zonele aflate sub incidența tensiunii mecanice de tracțiune. Distribuția tensiunii în secțiunea epruvetei CT care conține fisura este liniară. Datorită solicitării excentrice axa neutră este deplasată față de centrul de greutate al secțiunii cu distanța $y_0 = -(b-a)^2/b\,(a+b)$, după cum se ilustrează în figura 8. Tensiunea netă maximă σ_{Nmax} la vîrful fisurii este următoarea:

$$\sigma_{Nmax} = \frac{2P(2b+a)}{t(b-a)^2} \qquad (5)$$

Potrivit fenomenologiei fragilizării oțelurilor carbon prin hidrogen, este de așteptat ca difuziunea și acumularea hidrogenului în material să fie mai activă într-un cîmp omogen de trac-

ţiune, ca în probele convenţionale netede, decît într-un cîmp de tensiune de tracţiune descrescător ca cel generat în epruvetele CT. Se presupune că, în aceleaşi condiţii de mediu activ care

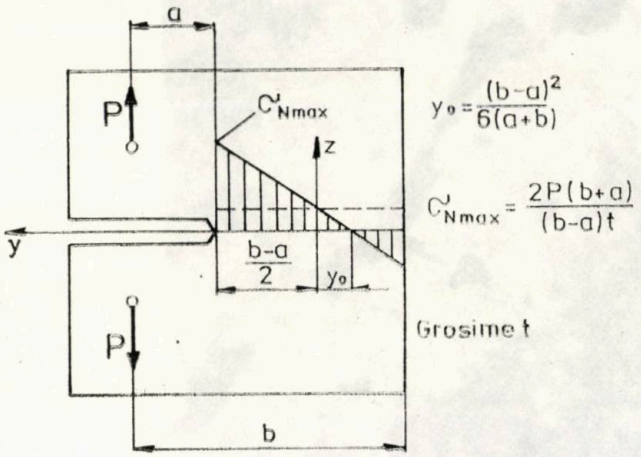


Fig. 8. Deplasarea axei neutre faţă de centrul de greutate al secţiunii cu distanţa $y_0 = -(b - a)^2/b(a + b)$

conţine hidrogen, răspunsul materialului la atacul hidrogenului este acelaşi dacă tensiunea medie de tracţiune $\bar{\sigma}_{NT}$ în epruveta de tip CT este egală cu tensiunea omogenă σ_H, aplicată unei epruvete netede de tracţiune. Datorită variaţiei liniare a tensiunii de tracţiune în epruveta CT, valoarea medie este 0,5 σ_{Nmax}. În condiţiile ipotezei formulate, atunci cînd în stadiul iniţial al încercărilor $\bar{\sigma}_{NT} = \sigma_H$, este de aşteptat să se înregistreze acelaşi timp pînă la ruperea t_R. Explicînd această condiţie pe baza relaţiei (5) va rezulta că :

$$\sigma_H \text{ (epruvetă netedă)} = \frac{P\,(2b + a_0)}{t\,(b - a_0)^2} \text{ (epruvetă CTC)} \qquad (6)$$

Reconsiderînd relaţia (2) va rezulta :

$$\sigma_H = \frac{K_{IH}}{\sqrt{a_0}\,q\,(a_0/b)} \frac{b\,(2b + a_0)}{(b - a_0)^2} \qquad (7)$$

Această interpretare este confirmată de comparaţia rezultatelor prezentate în această lucrare, care sînt bazate pe conceptele mecanicii ruperii materialelor şi rezultatele pe epruvete netede tracţionate omogen în aceleaşi condiţii de mediu. Rezultatele din urmă prezentate în lucrarea [1] sînt ilustrate sintetic în figura 9, într-o reprezentare lg σ_H în funcţie de lg t_R, care permite ajustarea rezultatelor experimentale după o ecuaţie de forma :

$$\sigma_H^m\, t_R = \sigma_{Hd}^m\, t_{RD} = B \text{ (constant)} \qquad (8)$$

Se distinge o limită σ_{Hd} de aproximativ 185 MPa pentru o durată de menţinere de $t_{Rd} = 720$ ore. Corespunzător acestei valori, din relaţia (7) rezultă o valoare limită a factorului de intensi-

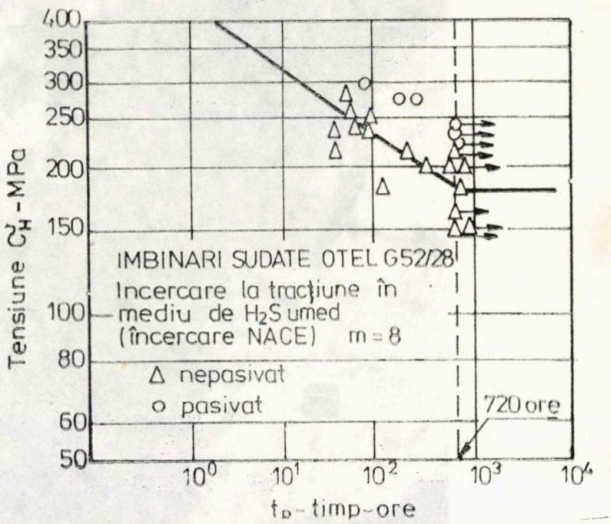


Fig. 9. Îmbinări sudate la oţelul G 52/28

tate a tensiunii aplicate de $K_{ITH} = 25$ MPa·m 1/2, valoare care concordă cu rezultatele experimentale ilustrate în figura 4. Această concordanţă confirmă validitatea ipotezei potrivit căreia, în aceleaşi condiţii de mediu, tensiunea medie în zona solicitată la tracţiune este determinantă pentru durata pînă la rupere. Pe baza acestei ipoteze, corelaţia între cele două metode de încercare poate fi dezvoltată prin convertirea ecuaţiei (8) într-o ecuaţie de tip $K_{IH} - t_R$, dacă se are în vedere relaţia 7. Rezultă că :

$$K_{IH}^m\, t_R = \left[\sigma_{Hd}\sqrt{a_0}\,q\left(\frac{a_0}{b}\right)\frac{(b - a_0)^2}{b\,(2b + a_0)}\right] t_{RD} = D \qquad (9)$$

Această interpretare presupune acelaşi exponent m în expresia curbelor de durabilitate în exprimare $\sigma_H - t_R$ şi $K_{IH} - t_R$ (relaţiile 4 şi 8) ceea ce este o consecinţă a adoptării unei funcţii de putere în K_{IH} pentru a cuantifica viteze de propagare a fisurii dominante (relaţia 1). Egalitatea exponentului m în cele două reprezentări este confirmată experimental după cum relevă figurile 4 şi 9. Avînd în vedere relaţiile (4) şi (8) rezultă o posibilitate de a estima constanta C caracteristică legităţii de propagare a fisurii prin relaţia :

$$C = \frac{2a_0}{3m - 2)\,B}\left(\frac{\sigma_{Hd}}{K_{ITH}}\right)^m \qquad (10)$$

unde a_0 este lungimea iniţială a fisurii în epruvetă sau elementul de rezistenţă pentru care se cunoaşte valoarea limitei K_{ITH}.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cioclov, D., Bozu, P. Pascu, R.: *Studiul oțelului, G 52/28 în mediu de hidrogen sulfurat umed.* În: Metalurgia, R.S.R., vol. 38, nr. 2, 1986, p. 603.

[2] Steigerwald, E. A., Schaller, F. W., Troiano, A. R.: *The role of stress in hydrogen induced delayed failure.* AIME, Trans. Metall. Soc., S.U.A., vol. 218, 1960, p. 832.

[3] Troiano, A. R.: *The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behaviour of metals.* Trans. ASME, vol. 52, 1960, p. 54.

[4] Morlet, J. G., Johnson, H. H., Troiano, A. R.: *A new concept of hydrogen embrittlement in steels.* În: J. of Iron and Steel Inst., S.U.A., vol. 37, 1958.

[5] Cioclov, D., Pascu, R., Farbaș, N. și Bozu P.: *Propagarea fisurilor în oțeluri carbon expuse la acțiunea mediului de H_2S umed.* Al IV-lea Simpozion național de tensometrie. Univ. Brașov, sept. 1986.

[6] Bretin, L., Dworaczek, J. P., Laurent, R., Fidelle, J. P., Toitot, M. și Varcin, E.: *Application de la mècanique de la rupture au comportement des aciers dans l'hydrogène gazeux sous pression.* În: Revue de Métallurgie, Mémoires Scientifique, Franța, nr. 10, 1977, p. 513.

[7] * * * *Metodă de încercare a metalelor la coroziune fisurantă sub sarcină în H_2S la temperatură ambiantă.* — iulie, 1977, NACE TM — 01 — 77, Huston, Texas.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., nr. 9, 1988

Construcțiile de motoare — nici un fel de economisiri de energie prin utilizarea ceramicii — Potențialul materialelor izolante ale camerelor de ardere ale motoarelor de ardere, p. 263 — Procesul de turnare în cadrul dezvoltărilor industriale și tehnice. Situația activităților de muncă în turnătorii — Planificarea sistematică a investițiilor în instalațiile de formare cu considerarea dezvoltărilor tehnologice și organizatorice de fabricare, p. 272 — Experiența cu un nou cuptor cu inducție cu creuzet cu vid pentru topirea și degazificarea aliajelor de aluminiu, p. 278 — Progrese în domeniul topirii materialelor feroase și neferoase în cuptorul cu inducție cu creuzet. Partea 1. Utilizarea și experiența cu cuptoarele de topire cu frecvență medie și cuptoarele cu cameră regeneratoare cu frecvență joasă, p. 282 — Sinteză bibliografică anuală asupra fontei aliate de turnătorie (urmare 25), p. 288.

Giesserei, R.F.G., nr. 10, 1988

Congresul turnării sub presiune, R.F.G., Bad Soden, p. 305 — Prelucrarea prin așchiere a pieselor din zinc turnate sub presiune. Partea 1. Strunjire, p. 308 — Turnarea sub presiune: de la manipulare la fabricarea în serie, de precizie. Dezvoltarea mașinilor de turnare sub presiune până în 1945. Partea a 5-a. Realizarea și perfecționarea unor calități superioare și unor piese turnate de dimensiuni mai mari, p. 310 — Dezvoltarea turnării în U.R.S.S., p. 316 — Sinteză bibliografică anuală asupra turnării sub presiune. Partea a 2-a. Turnare, topire, tehnologie (urmare 25), p. 319.

Giesserei, R.F.G., nr. 11, 1988

Din activitatea Uniunii turnătorilor din R.F.G., anul 1987, p. 329 — Deformarea prin așchiere a pieselor turnate sub presiune din zinc. Partea a 2-a. Găurire, p. 348 — Sinteză bibliografică anuală asupra protecției muncii (urmare 24), p. 352.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 9, 1988

Fabricarea produselor plate, în dimensiuni apropiate de dimensiunile finale, p. 409 — Tehnologii de solidificare rapidă destinate fabricării oțelurilor de calitate superioară, p. 418 — 25 de ani de turnare continuă la firma Mannesmann, p. 427 — Dezvoltarea unor sorturi de oțel deosebit de moi cu conținut scăzut de aluminiu pentru turnarea continuă a bramelor, p. 437 — Procedee de măsurare mai noi, prevăzute pentru aprecierea pulberilor de turnare, p. 491 — Un nou sistem de imersie pentru determinarea rapidă a hidrogenului în oțelul lichid, p. 451 — Rentabilitatea controlului de suprafață on-line, al bramelor turnate continuu calde, p. 456 — Stadiul tehnicii de insuflare a cărbunelui în furnale la uzinele aparținînd de VDEh (Uniunea Siderurgiștilor din R.F.G.), p. 459.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 10, 1988

Situația conjuncturală a industriei siderurgice a R.F.G., p. 473 — Caracteristici ale sistemelor de experți — introducere, p. 477 — Determinarea preliminară lunară a necesarului de energie al unei uzine siderurgice cu ajutorul calculatoarelor la locul de muncă, p. 483 — Conducerea optimă de energie bazată pe model, a unei grupe de cuptoare de laminor, p. 489 — Utilizarea unei instalații automate de pregătire a epruvetelor pentru probe de spectrometre cu diferite forme de epruvete, p. 499 — Structura unei uzine moderne de oțel superior, p. 505 — Analiza de fluorescență roentgen a superaliajelor, p. 512 —, Centrul de informare „Oțel", R.F.G., p. 517 — Noi materiale prezentate la Tîrgul industrial de la Hanovra, p. 81.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 11, 1988

Sesiunea anuală 1988 a firmei Eisenhütte Südwest, p. 523 — Influența impurităților asupra proprietăților materialelor, p. 527 — Influența parametrilor de proces ai tratamentului termomecanic asupra proprietăților oțelurilor de construcție microaliate, p. 537 — Oțeluri utilizate la construcțiile metalice, p. 543 — Compararea testului ultrasonic al cusăturilor de sudură conform normei de control Stahl-Eisen 1916 și normei API 5 L, p. 545 — Automatizarea procesului de control al materialelor, p. 550 — Izolarea termică a cuptoarelor de încălzire nestațională, cu fibre ceramice termoizolante, p. 553 — Tîrgul de la Hanovra Ce BIT'88, p. 501 — Metav 88: tehnica sistemelor în prim plan, p. 563 — Producția mondială de fontă și oțel brut, 1987, p. 565.

Utilizarea fontelor cenușii cu structură modificată la execuția pieselor de înaltă rezistență mecanică

Dr. ing. C. Dumitrescu, fiz. D. Bojin, ing. M. Brânzei
Institutul Politehnic București

CZ : 669.162.275.144

Utilizarea cît mai eficientă a pieselor turnate din fontă, în conformitate cu caracteristicile lor, este legată, în majoritatea cazurilor, de aplicarea celor mai raționale metode de tratament termic și de microalierea complexă.

Cercetările experimentale desfășurate în aceste direcții au ca scop principal stabilirea condițiilor de tratament termic izoterm, corelat cu alierea slabă a fontelor, în vederea obținerii unui aliaj care să posede caracteristici mecanice și de plasticitate apropiate de cele ale bronzurilor și oțelurilor.

Avînd în vedere dificultățile care intervin la aplicarea tratamentului termic izoterm, în ultimii ani au fost efectuate cercetări experimentale în vederea producerii fontelor cu grafit modificat cu structură bainitică direct din turnare, prin folosirea unor compoziții chimice de bază adecvate, corelată cu o aliere corespunzătoare cu Ni, Cu, Nb [1]. Particularitățile cele mai importante ale compoziției chimice sînt :

— conținutul ridicat de carbon și siliciu : 3,4—4,1 % C și respectiv 2,0—2,8 % Si, cu gradul de saturație carbon $S_c = 0,9—1,2$;

— conținutul redus de P și S : maximum 0,08 % P și respectiv maximum 0,01 % S.

Fontele slab aliate cu Ni (0,5—1,0 %), Cu (0,5—1,5 %), Nb (cca 0,5 %) se caracterizează prin structuri perlitice care se obțin chiar și în cazul turnării pieselor cu pereții groși. Cuprul are un efect slab grafitizant la cristalizarea primară, din cauza micșorării de către acesta a conținutului de carbon echivalent din fontă, și un efect antigrafitizant la transformarea eutectoidă, frînînd procesul de feritizare și micșorînd dimensiunile grăunților de perlită o dată cu mărirea gradului de dispersie a acesteia. La transformarea eutectoidă, cuprul se dizolvă în Fe_3C, ducînd la micșorarea activității carbonului și la mărirea stabilității perlitei [2], — [8].

Nichelul are efect grafitizant la cristalizarea eutectică și antigrafitizant la transformarea eutectoidă. Deoarece este un element gamagen, prezintă solubilitate ridicată în fier fiind, alături de Mn și Mo, un element care duce la creșterea solubilității carbonului. Pe această bază nichelul își manifestă pregnant influența în direcția obținerii structurilor în afară de echilibru : martensită sau bainită [10].

Niobiul acționează foarte energic asupra finisării structurii, avînd efect carburigen mai pregnant decît molibdenul. Prezența niobiului în fontă ameliorează considerabil sensibilitatea acesteia la tratamentul termic de călire izotermă.

Fontele mediu aliate cu pînă la 5% Ni prezintă rezistență mecanică ridicată și structura masei metalice de bază aciculară (bainită sau/și martensită), obținută chiar direct din turnare, tratamentul termic final reducîndu-se la o revenire înaltă. Acest tip de fontă se utilizează pentru turnarea pieselor masive, cu pereți groși, în vederea obținerii unor caracteristici ridicate de rezistență și alungire [1].

Astfel de fonte sînt folosite pentru execuția unor piese solicitate în exploatare cum sînt : arborii drepți, arborii cotiți, roțile dințate etc.

Condiții experimentale

Fonta la care s-a aplicat tratamentul termic de călire izotermă a fost elaborată în cuptor cu inducție (50Hz), de 100 kg, pornind de la următoarea încărcătură : fontă de înaltă puritate cu 3,6 — 4,0 % C ; 0,5 — 1,0 % Si ; max. 0,4 % Mn ; max. 0,07 % S. După corectarea compoziției chimice, fonta a fost supraîncălzită la 1 500 — — 1 560°C și menținută timp de 20 minute.

Modificarea compactizantă s-a făcut în oala de turnare, prevăzută cu buzunar, la 1 430 — 1 480°C, cu următorii modificatori :

— modificator tip SC : 40—52 % Si ; 3 % Ca ; 10 % Mg ; rest % Fe, în proporție de 0,7—1,5 % ;

— postmodificator tip MB2 : 62—66 % Si ; 10—14 % Ca ; 7 — 12 % Al ; 1—3 % Ba ; 1—2 % Mg ; rest % Fe, în proporție de 1—2 %.

Compozițiile chimice și elementele de aliere sînt redate în tabelul 1.

Pentru șarja I, alierea s-a făcut numai în oală, iar cînd s-a aliat complex, s-au folosit prealiaje. Alierea cu nichel s-a făcut în cuptor.

Pentru șarja a II-a, alierea cu nichel și molibden s-a făcut în cuptor, introducîndu-se în încărcătura cuptorului nichel brichete și respectiv FeMo 63 %.

Tratamentul termic de călire izotermă (austenitizare la 900°C cu menținere două ore, urmată de o călire izotermă la 300°C într-o baie de săruri, cu menținere 20 de minute, apoi răcire în aer), pentru șarja I, s-a efectuat în cuptor electric tip cameră [1].

Tabelul 1

Compoziția chimică și elementele de aliere

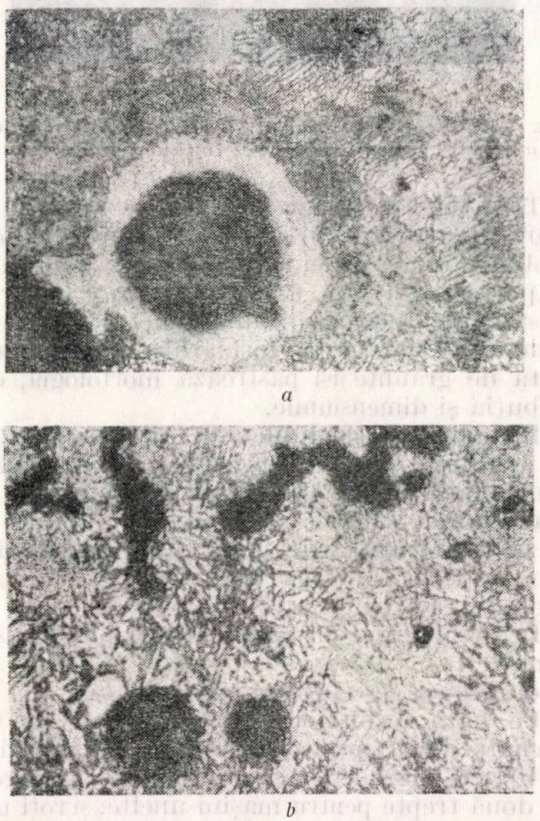
Numărul șarjei	Numărul probei	Elementele de aliere	Compoziția chimică, %								
			C	Cu	Mn	P	S	Ni	Cu	Nb	Mo
I	1.1	Șarjă de referință	3,91	2,12	0,18	0,05	0,015	0,03	0,04	—	0,02
	1.2	Ni	3,91	2,12	0,18	0,05	0,015	1,03	0,04	—	0,02
	1.3	Ni—Cu	3,91	2,12	0,18	0,05	0,015	0,53	0,54	—	0,02
	1.4	Ni—Nb	3,91	2,12	0,18	0,05	0,015	0,53	0,04	0,5	0,02
II	2.1	Ni—Mo	2,46	1,54	1,38	0,05	0,02	4,63	—	—	0,92

Pentru șarja a II-a, tratamentul termic de revenire înaltă s-a efectuat la mai multe temperaturi (600, 650, 700°C) cu menținere o oră, urmată de o răcire în aer, ameliorînd duritatea de la 434 *HB* în stare turnată, la 282 *HB*, 380 *HB* și respectiv 302 *HB*, pentru cele trei temperaturi de revenire.

Rezultate obținute

Din studiile efectuate asupra fontei cu grafit modificat (vermicular-nodular) aliată cu 1,03% Ni, aparținînd primei șarje (fig. 1.2), în comparație cu fonta de referință nealiată (fig. 1.1), se constată următoarele :

— la transformarea austenitei la răcire, nichelul micșorează viteza de difuzie a carbonului în fontă și favorizează formarea perlitei în dauna feritei ;



a

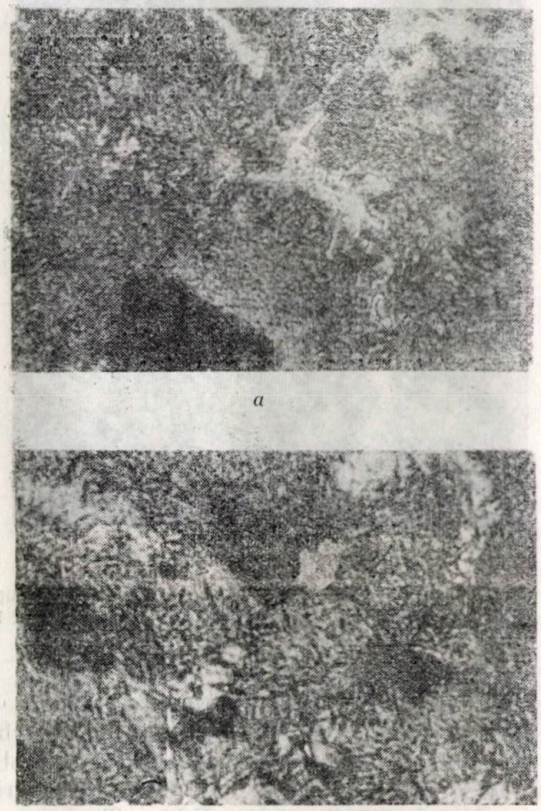
b

Fig. 1.1. Microstructura fontei nealiate din șarja de referință : *a* — stare turnată ; *b* — stare tratată termic ; 500 : 1

— nichelul este perfect solubil în ferită și are un efect de durificare moderat al soluției solide.

Prezența nichelului exercită două efecte importante asupra fontelor supuse tratamentului termic de durificare :

— temperatura critică de austenitizare este redusă ;



a

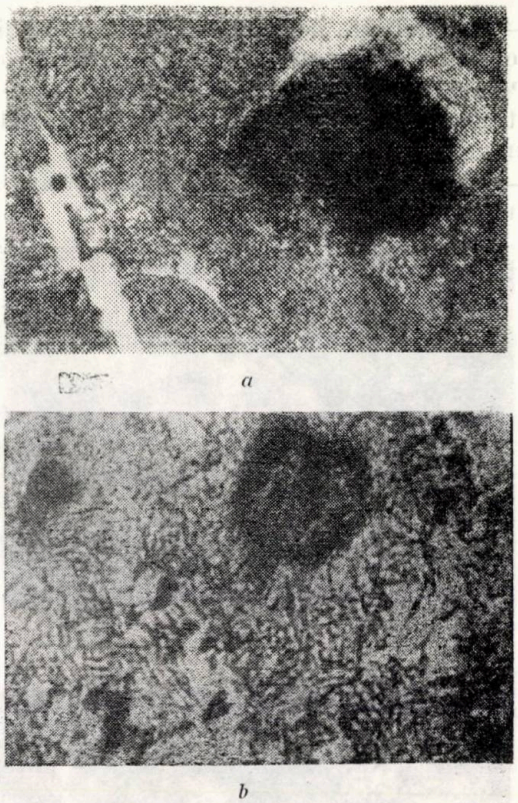
b

Fig. 1.2. Microstructura fontei aliate cu nichel : *a* — stare turnată ; *b* — stare tratată termic ; 500 : 1

— perioada de incubație care precede descompunerea austenitei la răcire și timpul necesar pentru transformarea austenitei cresc.

După tratament, datorită apariției bainitei inferioare și superioare se observă aproape o dublare a durității.

Alierea simultană cu nichel și cupru (fig. 1.3) duce la obținerea în structura de turnare a bainitei, în condițiile în care apar și formațiuni de ledeburită, a unei durități corespunzătoare de 226 *HB*. După tratamentul termic izoterm predomină bainita inferioară în dauna celei superioare, fapt materializat prin creșterea durității la 356 *HB*. Cuprul face să crească călibilitatea și anulează parțial efectul negativ al segregației magneziului la limita de grăunți, reducînd totodată, într-o corelație corect aleasă cu nichelul, eterogenitatea structurală.



a

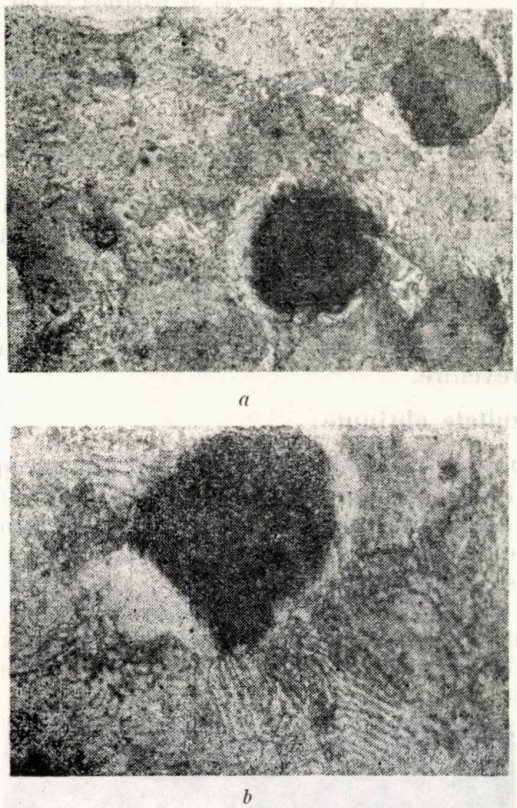
b

Fig. 1.3. Microstructura fontei aliate cu nichel și cupru: *a* — stare turnată; *b* — stare tratată termic; 500 : 1

La fonta aliată cu 0,53 % Ni și 0,50 % Nb (fig. 1.4) structura de turnare este formată din perlită și ferită, bainită inferioară și carburi (pe baza efectului puternic carburigen al niobiului). Încă din turnare, se obțin valori ridicate ale durității (235 *HB*). Tratamentul termic duce la obținerea, în structura masei de bază, a bainitei superioare și a carburilor secundare (cu urme de austenită reziduală), duritatea avînd valori medii de 386 *HB*.

Micrografiile optice ale fontei turnate, aparținînd șarjei a II-a, evidențiază noduli de grafit cu margini, relativ dantelate, de diverse mărimi. În unele microzone din matricea austenito-martensitică (cca 25 %), se evidențiază un constituent asemănător cu eutecticul fosforos sau ledeburita (fig. 2), constituent care trebuie pus pe seama prezenței nichelului și molibdenului în compoziția chimică.

Tratamentul termic de revenire, la 600°C/1h/aer (fig. 2, *a*), își manifestă efectul în sensul globulizării și scăderii proporțiilor de austenită și martensită din structură.



a

b

Fig. 1.4. Microstructura fontei aliate cu nichel și molibden: *a* — stare turnată; *b* — stare tratată termic; 500 : 1

Tratamentul termic de revenire în condițiile 650°C/1h/aer (fig. 2, *b*) se manifestă prin efecte de globulizare ale masei metalice de bază destul de importante și prin micșorarea proporțiilor de austenită și martensită din structură. De menționat este faptul că formațiile separate la limita de grăunte își păstrează morfologia, distribuția și dimensiunile.

Revenirea în condițiile 700°C/1h/aer (fig. 2, *c*) se manifestă prin două procese: globulizarea în continuare dar și apariția unor microzone cu martensită. Aceasta se datorează faptului că nichelul, element gamagen, duce la coborîrea temperaturii punctelor critice de transformare, probabil sub temperatura de 700°C.

În tabelul 2 se prezintă valorile principalelor caracteristici mecanice obținute în cazul șarjelor supuse cercetărilor experimentale.

Pe baza rezultatelor experimentale au fost turnate două tipuri de piese: arbori drepți cu $\varnothing 40 \times 82$ mm, destinați echipării reductoarelor în două trepte pentru mașini-unelte, și roți melcate de modul mediu, destinate echipării troliilor.

a

b

c

Fig. 2. Tratamentul termic de revenire la : *a* — 600°C/ /1 h/aer ; *b* — 650°C/1 h/aer ; *c* — 700°C/1 h/aer ; 500 : 1

Arborii drepți au fost turnați din fonta șarjei I, fiind supuși tratamentului termic de călire izotermă.

Roțile turnate au fost confecționate din fonta șarjei II, supusă revenirii înalte în condițiile 650°C/3h/aer.

Tabelul 2

Valorile principalelor caracteristici mecanice

Numărul de probă	Starea de prelucrare	Duritatea, *HB*	R_m, N/mm²	Bainită, %	$R_{0,2}$, N/mm²	A, %
	turnat	164	295	—	—	—
1.1	tratat	302	529	—	—	7,0
	turnat	175	352	—	—	—
1.2	tratat	334	635	75	—	10,0
	turnat	226	520	—	—	—
1.3	tratat	356	819	85	—	11,0
	turnat	236	590	—	—	—
1.4	tratat	336	1003	90	—	11,6
2	turnat	434	890	—	—	—
	a — revenit la 600°C	282	982	—	—	8,2
	b — revenit la 650°C	330	1174	33R	762	1,02
	c — revenit la 700°C	302	1007	33R	708	3,10

Concluzii

Rezultatele studiilor și cercetărilor experimentale arată că, printr-o corelare optimă a compoziției chimice, se pot obține fonte cu grafit modificat și masă metalică de bază bainitică, fie prin aplicarea tratamentului termic izoterm, fie direct din turnare. Pentru scopuri practice, prima variantă se poate aplica, în special în cazul producției de serie mică sau medie, la piese cu dimensiuni relativ reduse, avînd în vedere particularitățile instalațiilor de tratament termic izoterm. Fontele cu grafit modificat și masă metalică bainitică direct din turnare se recomandă să fie utilizate în special la seriile mari de producție, la execuția unor piese cu dimensiuni medii și mari, în special în unitățile care nu au dotări corespunzătoare, în vederea aplicării tratamentului termic izoterm.

Caracteristicile mecanice și de plasticitate superioare obținute arată că aceste aliaje se pretează la execuția unor piese mediu și puternic solicitate în exploatare, motiv pentru care au fost testate la două tipuri de piese de interes practic.

Pe lîngă acestea, se mai menționează : prelucrabilitate optimă prin așchiere ; rezistență la oboseală ; capacitate sporită de amortizare a șocurilor ; consumuri energetice mai mici la execuție (turnare + așchiere) ; costuri reduse în comparație cu oțelurile.

BIBLIOGRAFIE

[1] Continuous Cooling Transformation Diagrams for Ductile Irons — CLIMAX MOLIBDENUM COMPANY (Prospect).

[2] Climax Research Laboratory, Ann Arbor, Michigan, S.U.A., 1970.

[3] Dorazil, E., Crahak, B. şi Barta, B.: În: Slévarenstvi, R.S.C., 1979, p. 142—147.

[4] Dorazil, E., Barta, B. şi Stransky, L. În: Slévarenstvi, R.S.C., 1981, p. 34—37.

[5] Dodd, J.: În: Giesserei, R.F.G., 1978, p. 73—80.

[6] Janovak, J. F., Gundlach, R. B., Eldis, G. D. şi Röhrig, K.: Cel de al 48-lea Simposion internaţional de turnătorie, Varna, 1981. In; Giesserei-Praxis, R.F.G., 1982, nr. 17.

[7] Solnec, L. A., Pawljucenco, A. A.: În: Giessereitechnik, R.D.G., 27, 1981, p. 73—75.

[8] Röhrig, K., *Zwischenstufenvergütetes Gusseisen mit Kugelgraphit.* În: Giesserei-Praxis, R.F.G., nr. 1—2, 1983, p. 73—75.

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 2, 1988

Omogenizarea încărcăturii de aglomerare în buncăre, p. 19 — Protecţia căptuşelii creuzetului şi a vetrei creuzetului de furnal prin topirea unor componente refractare din încărcătură, p. 22 — Îmbunătăţirea calităţii maselor fără apă pentru închiderea gurilor de evacuare a fontei la furnale, p. 24 — Dispozitiv hidraulic pentru deplasarea platformelor suspendate la repararea furnalelor, p. 25 — Utilizarea unor acoperiri cu plasmă la durificarea pieselor de la utilajele metalurgice şi energetice, 26 — Intensificarea elaborării oţelurilor şi a aliajelor în cuptoare electrice cu arc cu plasmă, p. 28 — Utilizarea metodelor electrometalurgiei speciale la îmbunătăţirea calităţii oţelului cu conţinut mare de crom pentru rulmenţi, p. 30 — Răcirea secundară cu aer şi apă a lingourilor obţinute prin retopirea electrică sub zgură, p. 32 — Îmbunătăţirea calităţii electrozilor şi a lingourilor retopite electric sub vid prin topirea suprafeţei acestora cu descărcare în arc sub vid, p. 33 — Elaborarea oţelurilor rezistente la coroziune în cuptoare electrice de 100 t cu utilizarea unor materiale cu conţinut de carbon, p. 35 — Îmbunătăţirea compoziţiei căptuşelii la cuptoarele cu inducţie sub vid pentru elaborarea aliajelor de precizie, p. 35 — Economisirea cobaltului la elaborarea aliajelor de precizie, p. 37 — Montarea părţii conice la convertizorul de 300 t cu calotă-gît, p. 39 — Fabricarea laminatelor pentru tablă groasă cu adaosuri diferenţiate de prelucrare a capetelor frontale şi laterale, p. 41 — Perfecţionarea tehnologiei de fabricaţie a tablelor cu două straturi la laminorul 4 500, p. 43 — Îmbunătăţirea calităţii ţevilor prin sudarea continuă în cuptor, p. 45 — Căptuşirea prin turnare a cuptoarelor cu zone utilizate la fabricarea ţevilor , p. 47 — Influenţa temperaturilor de tratament termic asupra proprietăţilor oţelului 10HN1M, p. 48 — Asimilarea răcirii încetinite a semifabricatelor turnate, p. 49 — Curăţarea vagoanelor descoperite de cale ferată de materialele nemagnetice, p. 51.

Iz. VUZ-Ciornaia metallurghiia, U.R.S.S., nr. 2, 1988

Dependenţa tensiunii superficiale a oţelului carbon în intervalul de temperaturi de 1 423—1 623 K, p. 1 — Activităţile termodinamice ale oxigenului şi sulfului în sistemele Fe—O şi Fe—S, p. 3 — Influenţa naturii încălzirii prin curenţi de inducţie asupra caracterului reacţiilor de reducere în stratul amestecului de minereu şi cărbune, p. 14 — Cauzele ruperii lăncilor de suflare a oxigenului şi pulberilor, p. 17 — Stabilirea masei îmbinate a jetului la suflarea pe sus, p. 20 — Influenţa raportului de impulsuri de modificare a presiunii asupra eficienţei agitării pulsatorii a metalului în oală, p. 24 — Reducerea minereului de fier cu gaze de convertizor, evacuate fără arderea completă a monoxidului de carbon, p. 28 — Studierea procesului de topire a sîrmei din aluminiu la introducerea în oţel, p. 32 — Termochimia proceselor de oxidare cu oxigen gazos rece a adaosurilor de fontă a carbonizatorului solid în convertizorul cu oxigen, p. 38 — Termodinamica oxidării manganului în baia convertizorului cu oxigen, p. 42 — Influenţa zgurei de cuptor asupra cantităţii şi naturii incluziunilor nemetalice în oţelurile pentru rulmenţi, p. 46 — Comanda optimă a dispozitivului principal de acţionare al laminorului reversibil, în perioada dintre prindere şi aruncare, p. 50 — Cercetarea închiderii cavităţii prin răsucirea semifabricatului cilindric într-un conteiner închis, p. 54 — Calculul capacităţii de trecere a laminoarelor continue la reduceri fixe, p. 58 — Optimizarea procedeului de încovoiere alternantă a sîrmei de armături, p. 62 — Stabilirea lăţirii la laminarea tablei, p. 66 — Calculul regimurilor de laminare la rece în cazul proiectării automatizate a tehnologiei, p. 70 — Modificarea vitezei de deformare şi a raportului diametrului epruvetei la raza degajării în cazul întinderii cu viteze mari a epruvetelor cilindrice, p. 74 — Analiza termodinamică a proceselor în interiorul pachetului cu patru straturi la încălzire, p. 79 — Determinarea indirectă a întinderii la laminarea continuă a secţiunilor groase, p. 82 — Metodica de calcul al răciri superficiale de scurtă durată a sîrmei laminate, p. 85 — Influenţa tratamentului preliminar asupra formării grăunţilor austenitici în oţelul 35HN2MFA, p. 90 — Teoria macroscopică a cristalizării neechilibrate a aliajelor, p. 93 — Proprietăţile mecanice ale oţelului austenitic cu conţinut mare de azot în diferite stări structurale, p. 98 — Neomogenitatea repartizării arsenului în microstructura oţelurilor cu conţinut scăzut de carbon şi influenţa acesteia asupra rezilienţei, p. 100 — Studierea metodei cu impulsuri a compactării amestecurilor de formare, p. 104 — Comportarea reologică a amestecurilor de formare la compactare, p. 109 — Lărgirea producţiei de piese turnate din fontă cu magneziu de înaltă rezistenţă, p. 114 — Utilizarea coagulanţilor turbulenţi la îmbunătăţirea eficienţei epurării electrice a gazelor rezultate din producţia electrometalurgică, p. 118 — Dimensiunile critice ale peretelui cilindric al schimbătorului de căldură în condiţii nestaţionare, p. 122 — Regimul optim al utilizării oxigenului la încălzirea metalului, p. 125 — Analiza proceselor tranzitorii ale schimbului de căldură în strat mobil, p. 128 — Proprietăţile de ejecţie ale jeturilor cu două faze formate la scurgerea curentului de gaze în strat de lichid, p. 133 — Cercetarea repartizării presiunii asupra testării în cazul unor procedee de regenerare a filtrelor cu saci, p. 137 — Modelul matematic al inducţiei magnetice remanente în magneţii permanenţi turnaţi, p. 140 — Sisteme automatizate de apreciere a parametrilor tehnologici după semnalele traductoarelor de contact de scurtă durată, p. 142 — Studierea aerodinamicii părţii de sus a furnalului pe modele fizice şi stabilirea influenţei acesteia asupra rezistenţei aparatelor de încărcat, p. 150 — Alegerea unei scheme de calcul de optimizare a regimurilor rapide ale mecanismelor de acţionare repetată de scurtă durată, p. 154 — Stabilirea diametrului optim al orificiului de evacuare a fontei, p. 156 — Conducerea încălzirii metalului în cuptoare intermitente, p. 157.

centrozap

Societate de comerț exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

- secții complete
- linii tehnologice
- mașini și instalații
- subansamble pentru instalații metalurgice și cocsochimice
- servicii de construcție-montaj

Pentru informații detaliate vă rugăm să vă adresați Societății de comerț exterior cu răspundere limitată

CENTROZAP

ul. Mickiewicza 29
40–085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon, 513–401; Telex: 0315771 cp pl

PUBLICOM

INTREPRINDEREA PRODUCE:

CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr.3
Telefon 32047
Telex 31364

MATERIALE ELECTROCARBUNOASE

(de diferite sortotipuri)

1989 JUN 22

- ELECTROZI SIDERURGICI

ELECTROZI DE CRAITUIRE

- ELECTROZI DE BATERII

EXPORTATOR:

electroexportimport

BUCURESTI
Calea Victoriei nr.216
Telefon: 502870 Telex: 11388

=3280

KOH

METALURGIA

R 1988 DEC 29

10

METALURGIA • BUCUREȘTI • ANUL XL • NR. 10 • OCTOMBRIE 1988

centrozap

Societate de comerț exterior cu răspundere limitată

exportă în domeniul metalurgiei:

- secții complete
- linii tehnologice
- mașini și instalații
- subansamble pentru instalații metalurgice și cocsochimice
- servicii de construcție-montaj

Pentru informații detaliate vă rugăm să vă adresați Societății de comerț exterior cu răspundere limitată

CENTROZAP

ul. Mickiewicza 29
40–085 Katowice, R. P. Polonă
Telefon, 513–401; Telex: 0315771 cp pl

PUBLICOM

METALURGIA

Anul 40 Nr. 10 Octombrie 1988

CUPRINS

Păsărică, Victoria, Dascălu, Gh. şi Piţigoi, Valentina: **Cercetări privind forma şi dimensiunile frontului de solidificare în lingourile cilindrice netede cu masa de 2,6 tone şi H/D = 5, destinate fabricaţiei roţilor monobloc pentru vagoane de cale ferată** 433

Albăstroiu, P., Lambescu, S. şi Coposescu, V.: **Cu privire la influenţa vitezei de încălzire a cărbunilor în domeniul fazei plastice asupra caracteristicilor cocsului** . 439

Mircea, Fl. şi Szabo, A.: **Consideraţii privind degradarea produselor refractare aluminoase şi superaluminoase utilizate la cauperele de temperatură înaltă** . 443

Novac, C. şi Dascălu, P.: **Emisia de gaze la uşile camerelor de cocsificare** 451

Cazimirovici, E., Georgescu, C. şi Dragomir Angelescu, Lucia: **O nouă metodă de determinare a avansului la laminare** 455

Pârvu, G., Tillman, C., Poşircă, I., Winckelbauer, C. şi Nistor, R.: **Oxidarea barelor din zircaloy la tratament termic** 457

Dumitrescu, T.: **Obiective ale cercetărilor pentru fabricaţia cilindrilor de laminor din oţel forjat; orientări şi tehnologii abordate.** 460

Vlaicu, Gh., Alexe, M. şi Constantin, C.: **Utilizarea detectorilor piroelectrici de radiaţie infraroşie** . . 466

Cosneanu, C., Boghici, M., Cibian, P. şi Mitrofan, A.: **Unele aprecieri asupra topirii fontelor în cuptoarele electrice cu inducţie** 468

Ripoşan, I., Chişamera, M., Kapuşi, C., Bodnar, E., Mureşan, G. şi Roatiş, M.: **Influenţa structurii în stare turnată şi a tratamentului termic asupra proprietăţilor fontelor cu grafit nodular bainitice** . . . 472

Kalona, N., Tăutu, G., Farkaş, G., şi Cosneanu, C. **Comportarea în amestecurile crude de formare a noilor tipuri de bentonite Bentomix-HB şi Bentomix-HC condiţionate cu adaosuri carbonice** 481

REVISTA REVISTELOR 438, 442, 450, 459, 465, 480

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRONI
Redactor: ELENA PÎRVU
Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21—25, Sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM — O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — filiala sector VI — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu, nr. 23—25, București

I. P. Informația c. 2506

CONTENTS

DC: 669.183.2;621.746.393

Păsărică, Victoria, Dascălu, Gh. and *Piţigoi, Valentina*: **Researches on the shape and sizes of the solidification front in the smooth cylindrical ingots with a 2,6 t mass and H/D = 5, for the manufacturing of railway carriage monoblock wheels**

By using radioactive isotopes in order to follow the evaluation of solidification at three different moments during the solidifying period of two ingots by contrast autoradiography method (with the help of 32 – phosphorus introduced in the liquid core of the core), the authors highlight the macrostructure and the segregations of „A" and „V" type on the longitudinal section in the axial plan of ingots and risers (without fine surface processing and without chemical attack). This leads to certain technological quality improving measures for this type of ingot and of the monoblock wheels forged from this ingot.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 433–438

DC:662.749.2:669.162.16

Albăstroiu, P., Lambescu, S. and Coposescu, V.: **Considerations on the influence of coal heating speed in the field of plastic phase on coke characteristics**

The results of researches show the favorable effect of the heating speed increase on the formation of coke structure, when operating only during the thermal range of the plastic phase.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 439–442

DC:666.76.669.71

Mircea, Fl. and Szabo, A.: **Considerations on the degradation of aluminous and superaluminous products in high temperature hot stove**

The determination of refractory products used in blast furnace hot stove for ironmaking determines an increase of iron cost.

The paper presents several considerations on the reasons of deteriorations with a view to eliminating them.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 443–450

DC:662.74:662.764.2

Novac, C. and Dascălu, P.: **Gas emission at the doors of the coking chambers**

The paper deals with the main reasons of gas emission through doors, the negative technical and economic effects of gas emission through coking chamber doors and the major measures aiming at eliminating gas emission through coking chamber doors.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 451–454

DC: 621.771.06-114

Cazimirovici, E., Georgescu, C. and Dragomir Angelescu, Lucia: **A new method of determining the rolling forward flow**

The paper presents the main methods for the experimental determination of the forward flow, highlighting their advantages and shortcomings as compared to those obtained with the method suggested by the authors, which may be applied to hot rolling as well as to cold rolling for high and low rolling speeds.

The method described in the paper is based on recording the impulses from a magnetic transducer in front of which several permanent magnets rotate with the same angular speed as that of the rolling mill roll and as that of a pinch roll when the rolling product gets out of the rollers.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 455–456

DC: 621.785:66.056.9

Pîrvu, G., Tilmann, C., Poşircă, I., Winckelbauer, C. and Nistor, R.: **Zircaloy pipe oxidation at heat treatment**

On the basis of the experimental results obtained after the heat treatment carried out on the Zircaloy samples, using four types of protection atmospheres, the authors can highlight their influence on the oxidation degree.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 457–459

DC: 621.771.07

Dumitrescu, T.: **Researches on the manufacturing of forged steel rolling rolls. Trends and methods**

The paper asses that an absolutely necessary condition for high quality rolling rolls is the high chemical, microstructural and macrostructural purity of steel.

The paper presents the overall manufacturing technology for working and back-up rolls.

The study of the operation behaviour of three groups of rolls submitted to a final heat treatment leads to the conclusions that the application of the quenching and tempering treatment induces wear resistance, while increasing rolling roll fracture sensitivity.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 460–465

DC: 621.384.3

Vlaicu, Gh., Alexe, M. and Constantin, C.: **The use of infrared radiation pyroelectric detectors**

The pyroelectric detector is an infrared radiation detector adequate for industrial applications.

With the help of an optical system and minimum electronic devices, one can easily make flow rolling temperature monitoring systems with exclusively Romanian components.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 466–467

DC: 621.746.01 : 699.13

Cosneanu, C., Boghici, M., Cibian, P. and Mitrofan, A.: **Considerations on iron melting in induction electric furnaces**

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 468–471

DC: 621.746.01:669.131.622

Ripoşan, I., Chişamera, M., Kapuşi, C., Bodnar, E., Mureşan, G. and Roatiş, M.: **The influence of the structure in a cast state and of heat treatment on the properties of bainitic nodular graphite cast iron**

The increase of the number of graphite nodules to over 300 nodules/mm² and the decrease of their diameter below 30 μm, the achievement of a graphite phase containing less than 5% vermiculary graphite and over 80% K type nodular graphite, as well as the limitation at 1% of the carbide ratio are the basic conditions for the cast structure with a view to achieving high mechanical and operation characteristics, especially for nonalloy austempered ductile iron or for low alloy cast iron (0,64% Ni + 0,3% Mo; 0,55% Cu + 0,34% Mo), isothermally changed at 300, 350 and 400°C. Thus it is possible to reduce the alloying coefficient.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 472–480

DC: 621.746.01

Katona, N., Tăutu, G. Farkaş, G., Cosneanu, C., **The behaviour of new types of Bentomix-H Band Bentomix-HC bentonites treated with carbon additions**

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 481–484

INHALT

DK: 669.183.2 :621.746.393

Păsărică, Victoria, Dascălu, Gh. und Pițigoi, Valentina: **Untersuchungen betreffs der Form und den Abmessungen der Erstarrungsfront der ebenen zylindrischen Giesslinge mit einer Masse von 2,6 t und H/D = 5 die bei der Herstellung von Nabenscheiben für Eisenbahnwagen eingesetzt werden**

Durch Anwendung von radioaktiven Isotopen, mit dem Ziel der Untersuchung der Entwicklung der Erstarrungsfronte in drei verschiedenen Momente der Erstarrung zweier Giesslinge, sowie anhand der kontrastrröntgenographischen Methode mit Hilfe des 32 — Phosphors das im flüssigen Kern des Giesslings eingeführt wurde), wurden die Makrostruktur und die „A" und „V" — Seigerungen die auf den longitudinalen Querschnitt der Axialebene der Giesslinge und Giessköpfe (ohne Oberflächenbearbeitung und ohne chemischen Angriff) stattfindet, was zur Verbesserung der Qualität dieses Giesslingtyps und folglich der geschmiedeten Nabenscheiben die aus den o.g. Giesslingen ausgeführt sind, hervorgehoben.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 433 — 438

DK:662.749.2:669.162.16

Albăstroiu, P., Lambescu, S. und Coposescu, V.: **Einfluss der Erwärmungsgeschwindigkeit der Kohle, im Bereich der plastischen Phase, auf den Kokseigenschaften**

Die Ergebnisse der Untersuchungen bestätigen den günstigen Einfluss der Vergrösserung der Erwärmungsgeschwindigkeit auf die Gestaltung der Koksstruktur, unter den Bedingungen des Wärmebereichs der plastischen Phase.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 439 — 442

DK:666.76:669.71

Mircea, Fl. und Szabo, A.: **Einige Betrachtungen angesichts des Abbaus der aluminiumhaltigen Produkte und der Produkte mit hohen Aluminiumgehalt die bei den Hochtemperaturwinderhitzern eingesetzt werden**

Die Abbauerscheinungen der feuerfesten Erzeugnisse die bei den Winderhitzern der Roheisenhochöfen vorkommen, führen zu einer Erhöhung der Roheisenkosten.

Die vorliegende Arbeit gibt einige Betrachtungen angesichts den Ursachen des Auftretens und der Entfernung des o.g. Abbaus wieder.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 443 — 450

DK: 662.74:662.764.2

Novac, C, und Dascălu, P.: **Gasemission durch Koksofertüren**

Die Arbeit behandelt die wichtigsten Ursachen der Gasemission durch Türen, die negativen technisch-wirtschaftlichen Ursachen der Gasemission durch Kokskammertüren und die wichtigsten Massnahmen die zur Vermeidung der Gasemission durch Koksofentüren eingestellt wurden.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 451 — 454

DK: 621.771.06-114

Cazimirovici, E., Georgescu, C. und Dragomir Angelescu, Lucia: **Eine neuentwickelte Methode für die Bestimmung des Walzvorschubs**

In der Arbeit werden die grundlegenden Methoden der experimentellen Bestimmung des Vorschubs, indem auf die Vor-und Nachteile hingewiesen wird, vergleichsmässig mit der von den Autoren vorgeschlagene Methode, die nicht nur beim Warmwalzen sondern auch beim Kaltwalzen mit verminderte oder grosse Walzgeschwindigkeiten, eingesetzt wird, dargestellt.

Die beschriebene Methode beruht auf der Eintragung der Impulse die mit Hilfe eines Magnetfeldwandlers vor welchen Dauermagnete vorbeifahren die sich mit derselben Winkelgeschwindigkeit wie die Walzen und bzw. einer Druckrolle des Walzprodukts beim Ausgang aus den Walzen drehen.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 455 — 456

DK: 621.785:66.056.9

Pârvu, Gh., Tillman, C., Poșircă, I., Winckelbauer, C. und Nistor, R.: **Oxydation der Zircaloyrohre durch Wärmebehandlung**

Anhand den experimentellen Ergebnissen, die durch Wärmebehandlung die an Zircaloyproben durch Einsatz von vier Schutzatmosphären erhalten wurden, wurde dessen Einfluss auf den Oxydationsgrad hervorgehoben.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 457 — 459

DK:621.771.07

Dumitrescu, T.: **Untersuchungen angesichts der Herstellung von Walzen aus geschmiedetem Stahl; Entwicklungsrichtungen und Verfahrenstechniken**

Eine durchaus notwendige Bedingung der Herstellung von höherwertigen Walzen ist die Herstellung des chemisch mikro-und makrostrukturell hochreinen Stahles.

In der Arbeit werden die Gesamttechnologie der Herstellung der Arbeits — und Stützwalzen dargestellt.

Die Analyse des Betriebsverhaltens von drei Walzserien, die durch verschiedene Endwärmebehandlungsverfahren hergestellt wurden, hat zur Schlussfolgerung geführt, dass durch Härtung und Glühen die Verbesserung der Verschleissfestigkeit gleichzeitig mit der Erhöhung der Bruchempfindlichkeit der Walzen erzielt werden.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 460 — 465

DK: 621.384.3

Vlaicu, Gh., Alexe, M. und Constantin, C.: **Einsatz der pyroelektrischen Detektoren für infrarote Strahlung**

Der pyroelektrische Detektor für infrarote Strahlung ist in der Industrie einsetzbar.

Durch einen optischen System und einen minimalen elektronischen Teil können ohne grosse Schwierigkeiten Temperaturmonitorsysteme für on-line Walzprodukte mit ausschliesslich rumänischen Bestandteilen gestaltet werden.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 466 — 467

DK: 621.746.01:669.13

Cosneanu, C., Boghici, M., Cibian, P. und Mitrofan, A.: **Einige Betrachtungen zum Schmelzen des Roheisens in Induktionsöfen**

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 468 — 471

DK: 621.746.01:669.131.622

Ripoșan, I., Chișamera, M., Kapuși, C., Bodnar, E., Mureșan, G. und Roatiș, M.: **Einfluss der sich in Gusszustand befindenden Struktur und der Wärmebehandlung auf den Eigenschaften des bainitischen Kugelgraphit-Gusseisens**

Die Steigerung der Anzahl von Graphitsphäroidisierungen bis zu Werten von mehr als 300 Sphäroidisierungen/mm² und die Herabsetzung des Durchmessers unter 30 μm, die Erzielung einer Graphitphase mit einem Inhalt von 5 % Vermikulargraphit und mehr als 80 % Kugelgraphit vom Typ K, sowie die Beschränkung bis zu max. 1 %, des Karbidanteils sind Grundbedingungen der sich in Gusszustand befindenden Struktur, vorgesehen für die Erzielung einiger mechanischen — und Betriebseigenschaften für hohe Werte, insbesondere für bainitisches unlegiertes Gusseisen mit Kugelgraphit oder mit einem verminderten Legierungsgrad (0,64 % Ni + 0,3 % Mo; 0,55 % Cu + 0,34 % Mo) das isotherm bei 300, 350 und 400 °C umgewandelt wird. Folglich ist die Herabsetzung des Legierungsgrades möglich.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 472 — 480

DK: 621.746.01

Kalona, N., Tăutu, G., Farkas, G., Cosneanu, C.: **Verhalten der neuentwickelten Bentomix-HB und Bentomix-HC Bentonitsorten in Grünsand: bedingt von kohlesauren Zusätzen**

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 481 — 484

SOMMAIRE

CD: 669.183.2;621.746.393

Păsărică, Victoria, Dascălu, Gh. et Piţigoi, Valentina: **Recherches sur la forme et les dimensions du front de solidification dans les lingots cylindriques lisses de 2,5 t et ayant H/D = 5 pour les roues monobloc utilisées pour les wagons de voie ferrée**

En utilisant des isotopes radioactifs afin de constater l'évolution des fronts de solidification au cours de trois moments différents de la solidification de deux lingots, par la méthode de l'autoradiographie de contrast (à l'aide du phosphore 32 introduit dans le noyau liquide du lingot), les auteurs ont mis en évidence la macrostructure et les ségregations de type A et V tout au long de la section longitudinale en plan axial des lingots et des masselotes (sans usinage fin de la surface et sans attaque chimique).

On présente également les mesures technologiques nécessaires pour l'amélioration de la qualité de ce type de lingot et, par conséquent, des roues monobloc forgées.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 433—438

CD: 662.749.2:669.162.16

Albăstroiu, P., Lambescu, S. et Coposescu, V.: **L'influence de la vitesse de réchauffage des charbons dans le domaine de la phase plastique sur les caractéristiques du coke**

Les résultats des recherches mettent en évidence l'effet favorable de l'augmentation de la vitesse de chauffage sur la formation de la structure du coke, lorsqu'on agit que dans l'intervalle thermique de la phase plastique.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 439—442

CD: 666.76:669.71

Mircea, Fl. et Szabo, A.: **Considérations sur la dégradation des produits alumineux et superalumineux utilisés aux cowpers de haute température**

Les phénomènes de dégradation des produits réfractaires utilisés aux cowpers des hautes fourneaux augmentent le prix de revient de la fonte.

L'article analyse les facteurs qui provoquent la dégradation de ces produits dans le but de les éliminer.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 443—450

CD: 662.74:662.764.2

Novac, C., et Dascălu, P.: **L'emission de gaz à travers les portes des chambres de cokéfaction**

L'article analyse les causes qui provoquent l'emission de gaz à travers les portes, les effets techniques-économiques négatifs des emissions de gaz à travers les portes des chambres de cokéfaction et les principales mesures à même de les eviter.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 451—454

CD: 621.771.06-114

Cazimirovici, E., Georgescu, C. et Dragomir Angelescu, Lucia: **Une nouvelle methode pour déterminer l'avance au laminage**

L'article présente les principales méthodes connues pour la détermination expérimentale de l'avance; on présente leurs avantages et désavantages, en les comparant à ceux obtenus par la méthode proposée par les auteurs, qui peut être appliquée au laminage à chaud, de même qu'au laminage à froid aux vitesses de laminage basses ou élevées.

La méthode proposée consiste dans l'enregistrement des impulsions données par un traducteur de champ magnétique devant lequel passent une série d'aimants permanents qui tournent à la même vitesse angulaire que le cylindre du laminoir et respectivement qu'un rouleau presseur sur le laminé à la sortie des cylindres.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 455—456

CD: 621.785:66.056.9

Pârvu, G., Tillman, C., Poşircă, I., Winckelbauer, C. et Nistor, R.: **Oxydation des tubes en Zircaloy au cours des traitements thermiques**

A partir des résultats expérimentaux obtenus à la suite du traitement thermique effectué sur éprouvettes en Zircaloy à l'aide de quatre types d'atmosphères de protection, on a mis en évidence leur influence sur le degré d'oxydation.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 457—459

CD: 621.771.07

Dumitrescu, T.: **Recherches sur la fabrication des cylindres de laminoir en acier forgé; orientations et méthodes utilisées**

Une condition sine qua non pour la fabrication des cylindres de qualité supérieure est l'élaboration des aciers à haute pureté chimique, microstructurale et macrostructurale.

L'article présente la technologie générale pour la fabrication des cylindres de travail et des cylindres d'appui.

À partir de l'analyse de la tenue en fonctionnement de trois lots de cylindres soumis au traitement thermique final, on a constaté que le traitement de trempe et de revenu augmente la résistance à l'usure, en accentuant également la tendance à la fissure des cylindres.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 460—465

CD: 621.384.3

Vlaicu, Gh., Alexe, M. et Constantin, C.: **L'utilisation des détecteurs pyroélectriques de radiation infrarouge**

Le detecteur pyroélectrique est un détecteur de radiation infrarouge pour applications industrielles.

À l'aide d'un système optique et d'un système électronique réduit on peut réaliser avec des composants indigènes des systèmes pour le contrôle des températures des laminés en flux.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 466—467

CD: 621.746.01:669.13

Cosneanu, C., Boghici, M., Cibian, P. et Mitrofan, A.: **Discussions sur la fusion des fontes dans les fours électriques à induction**

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 468—471

CD: 621.746.01.669.131.622

Ripoşan, I., Chişamera, M., Kapuşi, C., Bodnar, E., Mureşan, G. et Roatiş, M.: **L'influence de la structure en état de coulée et du traitement thermique sur les propriétés des fontes bainitiques**

L'accroissement du nombre de nodules de graphite à plus de 300 nodules/mm² ainsi que la diminution de leurs diamètres à moins de 30 μm, la réalisation d'une phase graphitique qui contient moins de 5% de graphite vermiculaire et plus de 80% de graphite nodulaire du type K, de même que la limitation à 1% au maximum de la proportion de carbures constituent des conditions de base imposées à la structure en état de coulée pour la réalisation de certaines caractéristiques mécaniques et d'exploitation aux valeurs élevées, particulièrement dans le cas des fontes bainitiques non alliées ou à degrés réduits d'alliage (0,64% Ni + 0,3% Mo; 0,55% Cu + 0,34% Mo), soumises à la transformation isotherme à 300, 350 et 400°C.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 472—480

CD: 621.746.01

Katona, N., Tăutu, G., Farkaş, G., et *Cosneanu, C.*: **La tenue des nouveaux types de bentonites Bentomix-HB et Bentomix-HC conditionnées à l'aide d'additions carboniques dans les sables verts**

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 481—484

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 669.183.2: 621.746.393

Пэсэрикэ, Виктория, Даскэлу, Г. и Пицигой, Валентина: **Исследования формы и размеров фронта затвердевания в гладких цилиндрических слитках массой 2,6 т и В/Д = 5, предназначенные производству цельнокатанных колесхдля железнодорожных вагонов**

Используя радиоактивные изотопы для наблюдения за развитием фронтов затвердевания при трех различных моментах на протяжении затвердевания двух слитков авторадиографическим контрастным методом (с помощью введенного фосфора 32 в жидкий сердечник слитка) выявлены макроструктура и ликвации типа „A" и „V" на продольном сечении в осевой плоскости слитков и прибыльной части (без обработки начисто поверхности и без химического травления), позволяющее принять технологические меры улучшения качества этого типа слитка и следовательно и кованных из этих моноблочных колес.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 433 — 438

ДК: 662.749.2: 669.162.16

Албэстрою, П., Ламбеску, С. и Копосеску, В.: **Влияние скорости нагрева углей в сфере пластической фазы на характеристики кокса**

Результаты исследований доказывают хороший эффект роста скорости нагрева на образование структуры кокса, в условиях при которых действуется только в термическом интервале пластической фазы.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 439 — 442

ДК: 666.76: 669.71

Мирчеа, Фл. и Сабо, А.: **Соображения по деградации алюминиевых и сверхалюминиевых изделий, используемые в высокотемпературных воздухонагревателях**

Явления дегазации используемых огнеупорных изделий в воздухонагревателях доменных печей ведут к росту стоимости чугуна.

Работа представляет соображения по причинам этих деградаций для их устранения.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 443 — 450

ДК: 662.74: 662.764.2

Новак, К., и Даскэлу, П.: **Эмиссия газов у дверей коксовальных камер**

Работа рассматривает основные причины газовых эмиссий у дверей, отрицательные технико-экономические эффекты газовых эмиссий у дверей коксовальных камер и основные заставляющие меры для предотвращения газовых эмиссий у дверей коксовальных камер.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 451 — 454

ДК: 621.771.06 — 114

Казимирович, Е., Джеорджеску, К. и *Драгомир Анджелеску, Лучия:* **Новый метод определения подачи при прокатке**

В работе представлены основные известные методы по опытному определению подачи, уточняя их преимущества и недостатки по сравнению с предложенным авторами методом, примененный как при горячей прокатке, а также и при холодной прокатке при низких или высоких скоростях прокатки.

Описанный в работе метод основывается на записи импульсов, данные датчиком магнитного поля, перед которым проходит ряд постоянных магнитов, вращающиеся с одинаковой угловой скоростью как и валок стана и следовательно нажимного ролика на прокат при выходе между валками.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 455 — 456

ДК: 621.785: 66.056.9

Пырву, Г., Тилман, К., Поширкэ, И., Винкебауер, К. и Нистор, Р.: **Окисление труб из циркалоя при термообработке**

На основе опытных результатов полученных вследствие термообработки, проведенной на пробах из циркалоя, используя четыре типа защитных атмосфер, можно выявить их влияние на степень окисления.

Metalurgia 40 (1988), r. 10, p. 457 — 459

ДК: 621.771.07

Думитреску, Т.: **Цель исследований для производства прокатных валков из кованой стали, направления и затронутые технологии**

Абсолютно необходимым условием для производства высококачественных валков является выплавка сталей высокой химической, микроструктурной и макроструктурной чистотой.

Работа представляет технологию производства рабочих и опорных валков.

Анализ поведения при эксплуатации трех партий валков, изготовленных по технологиям конечной термообработки, привел к заключению, что применение закалки и отпуска приводит к улучшению сопротивления износу, но повышает склонность к обрыву валков.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 460 — 465

ДК: 621.384.3

Влайку, Г., Алексе, М. и *Константин, К.:* **Применение пироэлектрических детекторов инфракрасных излучений**

Пироэлектрический детектор является детектором инфракрасного излучения, используемый в промышленности. Вместе с оптической системой и минимальной электронной частью можно относительно легко создать системы контроля температуры проката в потоке, имея исключительно отечественные компоненты.

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 466 — 467

ДК: 621.746.01: 669.13

Коснеану, К., Богичъ, М., Чибиян, Ц. и Митрофан, А.: **Оценки по плавке чугуна в индукционных электропечах**

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 468 — 471

ДК: 621.746.01: 669.131.622

Рипошан, И., Кишамера, М., Капуши, К., Боднар, Е., Мурешан, Г. и Роатиш, М.: **Влияние состава в литом состоянии и термообработки на свойства бейнитовых чугунов**

Рост числа шаров графита к значениям сверх 300 шаров/мм² и уменьшение их диаметра ниже 30 μm, реализование графитной фазы, содержащей ниже 5% вермикулярного графита и сверх 80% шаровидного графита типа К, а также ограничение до макс. 1% пропорции карбидов составляют основные условия требуемые структуре в отлитом состоянии для достижения механических и эксплуатационных характеристик при высоких значениях, особенно в случае нелегированных бейнитовых чугунов или с пониженными степенями легирования (0,64% Ni; 0,3% Mo; 0,55% Cu+0,34% Mo), изотермически преобразованные при 300, 350 и 400 °C, будучи возможным уменьшение степени легирования

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 472 — 480

ДК: 621.746.01

Катона, Н. Таиту, Г. Фаркаш, Г., Коснеану, К. **Поведение в сырых формовочных смесях новых типов бентонитов Bentomix—HB и Bentomix—HC, улучшенных углеродистыми добавками**

Metalurgia 40 (1988), nr. 10, p. 481 — 484

METALURGIA 10

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Cercetări privind forma şi dimensiunile frontului de solidificare în lingourile cilindrice netede cu masa de 2,6 tone şi H/D = 5, destinate fabricaţiei roţilor monobloc pentru vagoane de cale ferată

Fiz. Victoria Păsărică
ICEM
ing. Gh. Dascălu şi sing. Valentina Piţigoi
C.U.G. Cluj

CZ: 669.183.2:621.746.393

Roţile monobloc de cale ferată se realizează prin procedeul de matriţare-laminare pe o linie automată Schloemann, pornind de la calupuri din lingouri de oţel cilindrice cu suprafaţa netedă, avînd masa de 2,6 tone şi raportul dintre înălţimea şi diametrul lingoului de H/D = 5.

Majoritatea producătorilor de roţi monobloc au adoptat lingoul invers conic cu suprafaţa ondulată din care se obţin calupurile pentru forjare, lingou utilizat şi în România pînă în anul 1975. Datorită secţiunii variabile pe înălţime, cît şi a dificultăţilor apărute la realizarea toleranţelor dimensionale pe interiorul lingotierelor, coeficientul de utilizare a metalului este scăzut. Utilizarea unui lingou cilindric aduce un aport însemnat la economia de metal, iar la diametrul de 425 mm implică o prelucrare minimă a roţii, asigurînd totodată un grad constant de deformare plastică a calupurilor (în limitele de 2—2,5 impuse de furnizorul liniei automate de matriţare-laminare). Un lingou cilindric neted cu D = 425 mm şi H/D = 5 este, însă, deosebit de susceptibil la formarea crăpăturilor longitudinale. De asemenea, o mare importanţă pentru siguranţa şi durabilitatea roţii o are prezenţa, în zonele intens solicitate în exploatare (suprafaţa de rulare, zona de contact membrană-obadă), a unor segregaţii sau incluziuni nemetalice (mai ales şiruri de Al_2O_3 sau aluminaţi), care sînt amorse pentru fisurile care apar prin solicitarea la oboseală. S-a constatat că principalele cauze de degradare a roţilor sînt stratificările longitudinale, crăpăturile transversale şi exfolierile, care se datoresc retasurilor, porozităţilor, incluziunilor grosiere şi zgurei [1]. Chiar pentru roţile fabricate din lingouri de 2,5 tone cu suprafaţa ondulată s-a observat că porozităţile însoţite de acumulări grosolane de sulfuri şi fosfuri, pe lîngă cantităţile mari de silicaţi globulari (la oţelul dezoxidat cu SiCa) duc la spargerea roţilor [1]. De aceea, cercetările efectuate de-a lungul mai multor ani s-au îndreptat spre asigurarea calităţii lingoului cilindric cu suprafaţa netedă, avînd D = 425 mm şi H/D = 5, în sensul realizării acestuia fără crăpături longitudinale şi cu o distribuţie corespunzătoare a incluziunilor nemetalice [2] şi a segregaţiilor. Deformarea plastică a calupurilor de lingou în cursul forjării şi matriţării roţii (în mod deosebit deformarea neuniformă care are loc la nivelul straturilor interne ale calupului) determină extinderea benzilor de segregaţii pe zone întinse din roată, fenomen total nedorit mai ales în zona membrană-obadă, zona axială îndepărtîndu-se prin operaţia de perforare a butucului roţii. Din aceste motive este necesară cercetarea, în condiţii industriale, a factorilor care influenţează compactitatea şi macrostructura noului format de lingou.

Calitatea lingoului de oţel este influenţată, în primul rînd, de procesele termice (schimbul de căldură cu exteriorul) care au loc la trecerea oţelului din stare lichidă în stare solidă, deoarece aceasta influenţează evoluţia (deplasarea) frontului de solidificare şi respectiv structura primară a metalului, precum şi de compoziţia chimică a oţelului, de tendinţa acestuia de a segrega, de viteza şi temperatura de turnare, de forma şi dimensiunile geometrice ale lingotierei, de construcţia (tipul) şi eficienţa termică a maselotierei.

Cristalizarea primară a lingoului este factorul care determină proprietăţile mecanice ale oţelului (în funcţie de destinaţia acestuia), compactitatea materialului, transferul de masă

al oţelului lichid şi al fazelor segregante (deci neomogenităţile fizice şi chimice din lingou). Pentru studiu s-a ales o metodă de cercetare care să evidenţieze interdependenţa tuturor acestor aspecte, şi anume, metoda introducerii de izotopi radioactivi în miezul lichid al lingoului, la intervale determinate de timp, pe durata solidificării. Experimentările s-au efectuat pe oţelul elaborat în cuptor de 50 t cu arc electric, în condiţiile date în graficul din figura 1. Marcarea cu fosfor radioactiv s-a făcut concomitent în două lingotiere (nr. 1 — rece şi nr. 2 — caldă) de tipul celor din figura 2 (cu maselotajul din figura 3, aşezate pe podul de turnare nr. 1 în aceeaşi poziţie) şi anume, prin introducerea pe la partea superioară a maselotierei (pe direcţia axului lingoului) a unor capsule de aluminiu cu pereţi subţiri; care conţineau şpan de cupru fosforos (sub 0,3 mm granulaţie şi cu 8% fosfor) activat în reactorul nuclear. Imersarea capsulelor în oţelul lichid s-a executat la trei momente pe durata totală de solidificare a lingourilor, adică la 3 min 20 s, la 16 min şi la 30 min după umplerea lingotierelor şi a maselotierelor cu lichid metal

Forma şi adîncimea „puţului" de oţel lichid care corespunde fiecăruia din cele trei momente de marcare, pentru lingourile cilindrice cu D = 425 mm, răcite în lingotiere timp de 30 ore şi secţionate longitudinal în planul axial median format de axul lingoului şi axul sifonului de turnare, se prezintă în planşa I la scară mult redusă. Fronturile de solidificare s-au desenat după autoradiografiile obţinute cu planfilme Kodak — M (sensibile la radiaţii nucleare) şi s-au suprapus peste conturul secţiunilor în lingouri şi maselote şi conturul discontinuităţilor de material vizibile pe suprafeţele date. Adîncimea maximă a fronturilor de solidificare în corpul lingourilor marcate, pentru cele trei momente de marcare, este redată şi în tabelul 1.

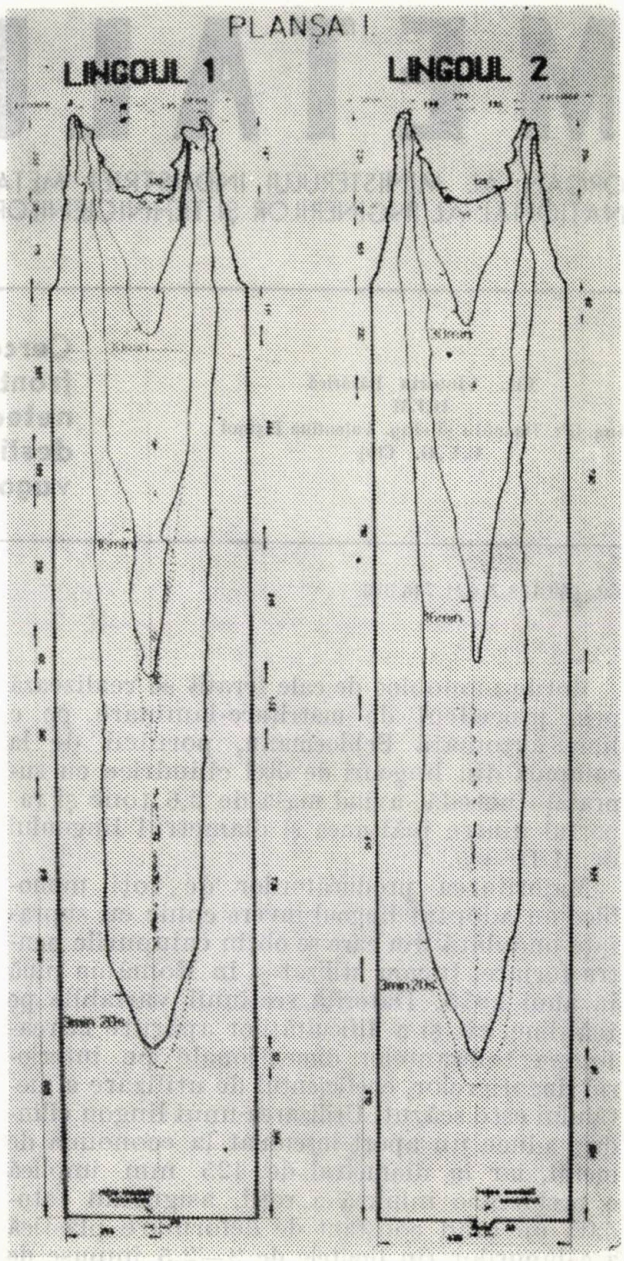
Tabelul 1

Adîncimea maximă a fronturilor de solidificare în corpul lingourilor marcate

Numărul fronturilor de solidificare şi momentul imersării izotopului în oţel	Adîncimea totală a frontului de solidificare (în corp-lingou + maselotă), mm			
	Lingoul nr. 1		Lingoul nr. 2	
	corp	maselotă	corp	maselotă
I — 3 min 20 s	1754+52*	175	1795+61	155
II — 16 min	890 + 138*	175	870	155
III — 30 min	111	175	90	155

* adîncimea zonei viscoase măsurată de la vîrful frontului principal la momentul dat

În planşa nr. II se prezintă copiile autoradiografiilor originale, reduse la scară, realizate pe suprafaţa secţiunilor longitudinale în lingourile şi maselotele experimentale. Aceste autoradiografii evidenţiază macrostructura şi neomogenităţile fizice prezente în lingou (în limitele fronturilor de solidificare marcate) şi, deci, amplasarea şi extinderea segregaţiilor în formă de „A" şi „V", care au o influenţă mare (nedorită) asupra zonelor din roată cu solicitare mare în exploatare.



Planşa I — Forma şi dimensiunile fronturilor de solidificare din cele două lingouri marcate cu fosfor — 32 (trasate după autoradiografiile din planşa II)

Analizînd forma şi dimensiunile fronturilor de solidificare evidenţiate cu izotopi, în raport cu tipodimensiunea lingotierei şi a maselotierei utilizate (în condiţiile de turnare-solidificare date) şi în raport cu amplasarea şi extinderea segregaţiilor (mai ales cele în formă de „V"),

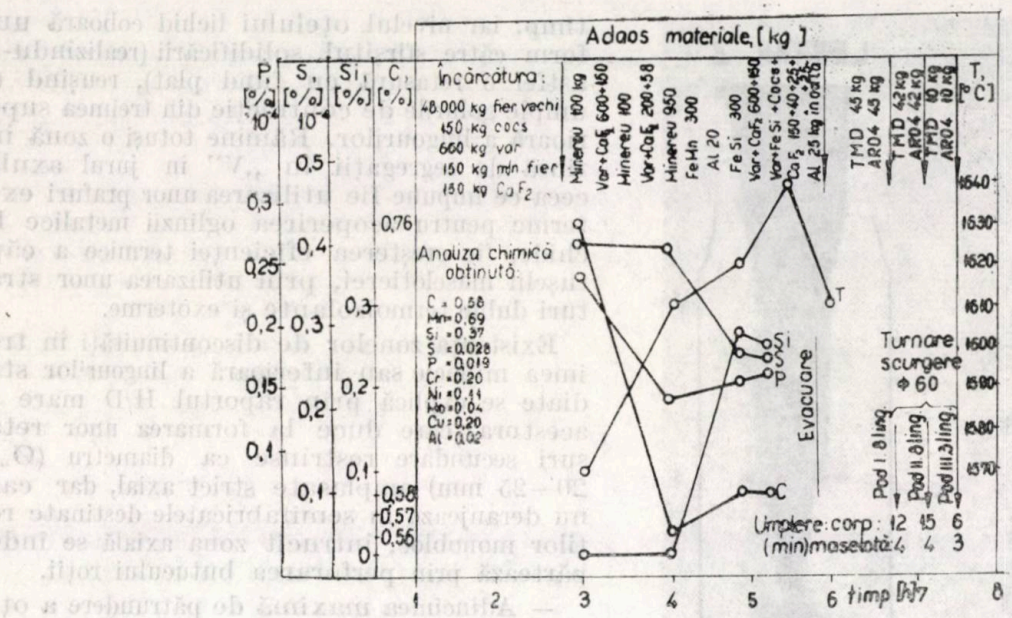


Fig. 1. Grafic de elaborare și turnare a șarjei experimentale în lingouri cu ∅ 425 mm pentru roți monobloc, marcate cu fosfor — 32

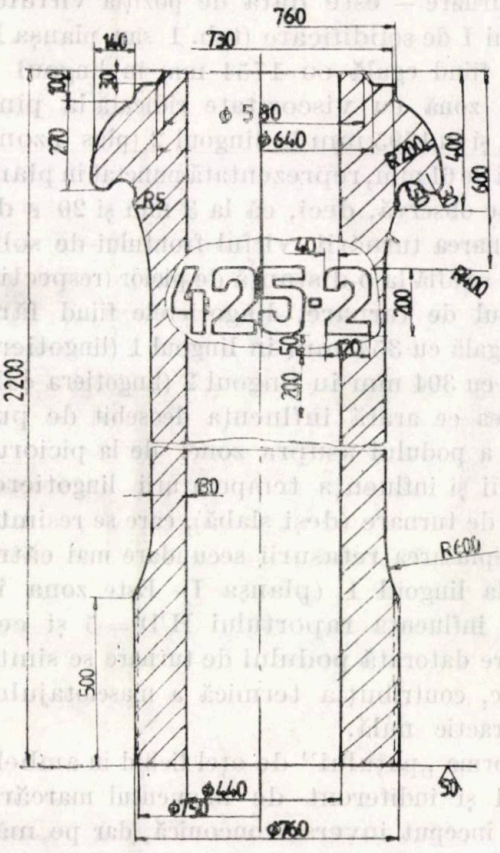
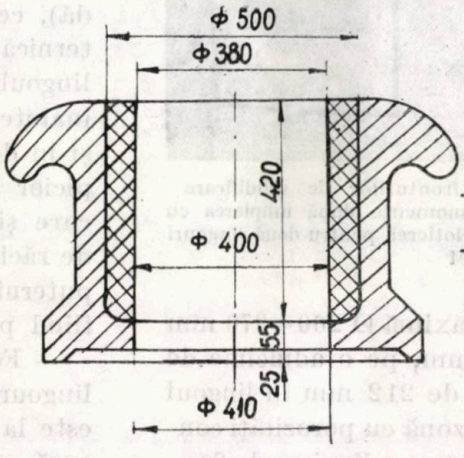


Fig. 2. Lingotiera pentru turnarea lingoului cilindric experimentat



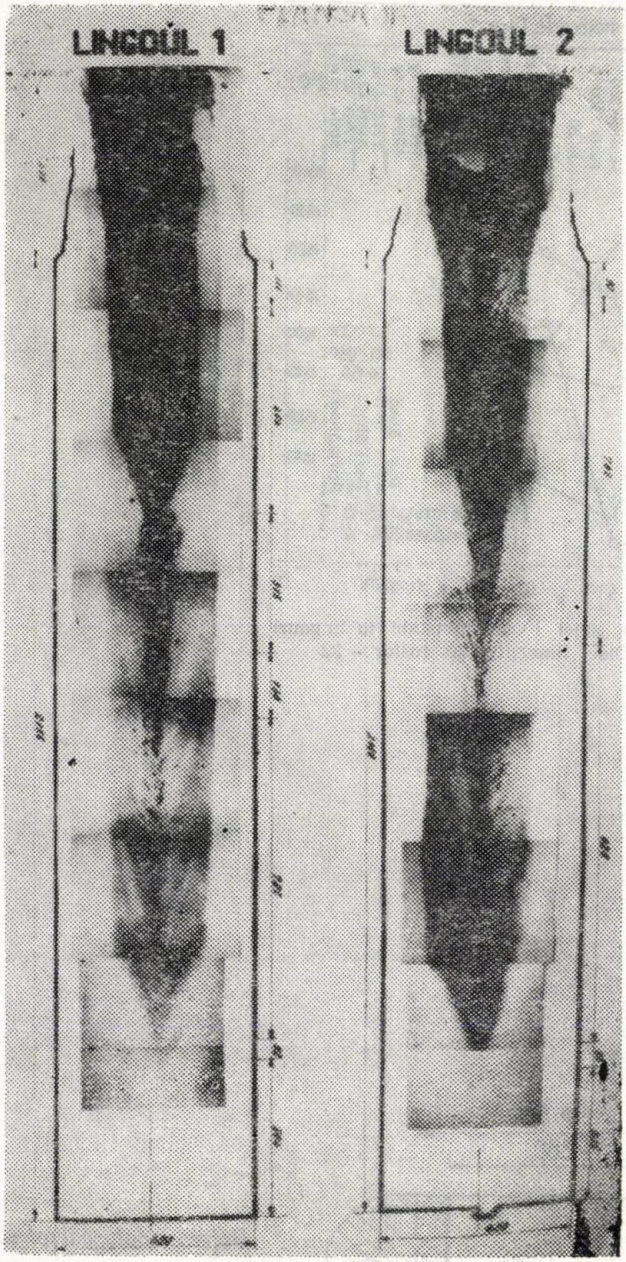
Rețeta căptușelii refractare:
-70% șamotă măcinată la granulație 1 ÷ 4 mm;
-30% argilă refractară sau caolin măcinată la 0 ÷ 1,0 mm;
-6 ÷ 8% soluție diluată de silicat de sodiu în apă raport 9:1

Fig. 3. Dimensiunile maselotierei și rețeta căptușelii refractare, utilizată la turnarea lingourilor experimentale

dar și cu forma retasurii și a fronturilor de solidificare a oțelului din maselotă, au rezultat următoarele :

— În condițiile respectării stricte a prescripțiilor tehnologice de elaborare — turnare — solidificare și răcire (pînă la dezbatere), lingourile studiate nu prezintă crăpături longitudinale și transversale.

— Retasura principală este cuprinsă în volumul maselotierei și are formă invers-tron-



Planșa II — Autoradiografiile fronturilor de solidificare marcate cu fosfor-32 la trei momente după umplerea cu metal lichid a lingotierei șimaselotierei, pentru două lingouri ORM

conică cu deschiderea maximă Ø 260—270 mm și minimă Ø 120—125 mm, pe o adîncime de 202 mm în lingoul 1 și de 212 mm în lingoul 2. Sub retasură se află o zonă cu porozități concentrate (care nu depășesc o adîncime de 25—27 mm) și cu puternice segregații, mai ales, de sulf și fosfor. Autoradiografiile au indicat linii bine delimiate ale celor trei fronturi de solidificare în volumul maselotelor din ambele lingouri (planșa I), ceea ce arată că oțelul se menține în stare lichidă pe o durată lungă de timp, iar nivelul oțelului lichid coboară uniform către sfîrșitul solidificării (realizîndu-se astfel o retasură cu fund plat), reușind să umple golurile de contracție din treimea superioară a lingourilor. Rămîne totuși o zonă întinsă de segregații în „V" în jurul axului ceea ce impune fie utilizarea unor prafuri exoterme pentru acoperirea oglinzii metalice lichide, fie creșterea eficienței termice a căptușelii maselotierei, prin utilizarea unor straturi duble termoizolante și exoterme.

Existența zonelor de discontinuități în treimea mijlocie sau inferioară a lingourilor studiate se explică prin raportul H/D mare al acestora, care duce la formarea unor retasuri secundare restrînse ca diametru ($Ø_{max}$ 20—25 mm) amplasate strict axial, dar care nu deranjează în semifabricatele destinate roților monobloc, întrucît zona axială se îndepărtează prin perforarea butucului roții.

— Adîncimea maximă de pătrundere a oțelului lichid din maselotă în corpul lingoului cilindric cu Ø 425 mm — la 3 min 20 s după turnare — este dată de poziția vîrfului frontului I de solidificare (tab. 1 sau planșa I) aceasta fiind egală cu 1754 mm în lingoul 1 (plus o zonă cu viscozitate ridicată la pînă 52 mm), și cu 1795 mm în lingoul 2 (plus o zonă viscoasă de 61 mm, reprezentată punctat în planșa I). Se observă, deci, că la 3 min și 20 s de la teminarea turnării, vîrful frontului de solidificare se află la o distanță de picior (respectiv de podul de turnare, lingotierele fiind fără fund) egală cu 354 mm în lingoul 1 (lingotiera rece) și cu 304 mm în lingoul 2 (lingotiera caldă), ceea ce arată influența deosebit de puternică a podului asupra zonei de la piciorul lingoului și influența temperaturii lingotierei înainte de turnare (deși slabă), care se resimte și în deplasarea retasurii secundare mai către picior la lingoul 1 (planșa I). Este zona în care și influența raportului H/D = 5 și cea de răcire datorată podului de turnare se simte puternic, contribuția termică a maselotajului fiind practic nulă.

— Forma „puțului" de oțel lichid în ambele lingouri și indiferent de momentul marcării este la început invers-tronconică, dar pe măsură ce solidificarea avansează, conicitatea acestuia crește avînd loc trecerea la forma invers conică (vîrful fronturilor). Fronturile II și III din lingoul 1 prezintă deformări (gîtuiri) ale liniei de solidificare datorate influenței unor curenți de aer rece la nivelul gropii de turnare. De remarcat este faptul că discon-

tinuităţile de material din partea inferioară a lingourilor încep să se formeze în zona în care forma frontului I de solidificare se schimbă din troncon în con, sub influenţa rece a podului de turnare şi a unei viteze foarte mari de solidificare orizontală, datorată raportului H/D mare.

Pe direcţie radială se observă că la 3 min şi 20 s este solidificată o zonă cu grosimea de aproape 1/3 din raza lingoului (măsurat sub maselotă), ajungînd la aproape 1/2 din rază în zona unde frontul I ia forma unui con ascuţit (adică la cca 1520—1560 mm sub maselotă), ceea ce indică o viteză mare de solidificare orizontală mare.

Puţul lichid din limitele frontului II de solidificare, corespunzător momentului 16 min de la turnare, este aproape paralel cu frontul I (şi cu pereţii lingotierei) pînă la circa 380 mm sub maselotă, după care brusc ia o formă invers conică, creînd un „vîrf" cu înălţimea de cca 500 mm. În vîrful conic al frontului II din lingoul 1, de-a lungul axului apar zone restrînse (dar cu concentraţii mari) de goluri de contracţie, cu Ø 6—12 mm, grupate puţin deplasat faţă de ax, între 360 şi 470 mm şi 700 şi 800 mm sub maselotă, deci în treimea mijlocie a lingoului. În lingoul 2 nu s-au observat goluri de contracţie decît la 230 mm sub maselotă. Probabil, deformarea observată la frontul II din lingou a dus la apariţia discontinuităţilor din treimea superioară. Autoradiografiile au arătat că în limitele frontului II, segregaţiile axiale în formă de „V" sînt mai accentuate decît în jumătatea inferioară a lingourilor (mai ales în zonele perturbate ale frontului II din lingoul 1) şi se suprapun cu zonele de discontinuităţi vizibile pe suprafaţa prelucrată.

Frontul III, marcat la 30 de minute după turnare, se extinde puţin în corpul lingourilor, pînă la 110 mm în lingoul 1 şi pînă la 90 mm în lingoul 2 (măsurat de sub planul de separaţie maselotă-lingou). Aceasta arată că, practic, la cca 35—38 de minute lingoul este complet solidificat. Forma frontului III este tronconică la început, dar cu cca 100 mm înainte de a atinge planul de separaţie maselotă-corp lingou, acesta ia o formă de con cu o uşoară deformare în zona consolei, adică acolo unde pierderile de căldură prin maselotieră sînt mai mari.

— Autoradiografiile pe cele două lingouri marcate arată atît mărimea cristalelor cît şi neomogenităţile structurale de tip „A" şi „V". De exemplu, s-a observat că limita solid-lichid a frontului I se situează în zona cristalelor echiaxe. De-a lungul acestei limite, începînd de sub maselotă, s-au evidenţiat liniile de activitate intensă ale segregaţiilor în formă de „A" care cuprind sulfuri, fosfuri, deci şi fosfor radioactiv. De la linia frontului I către axul lingoului, autoradiografiile arată o structură fină, de cristale echiaxe omogen distribuite, în zona numită „zonă intermediară" (la 1/2 distanţă între crustă şi ax-lingou). Aceasta este şi zona cea mai curată din punct de vedere incluzionar (pe toată înălţimea lingoului). Segregaţiile în „V" încep să apară la cca 2/3 din rază (măsurat de la crustă), deci, într-un stadiu mai avansat de solidificare a lingourilor şi se distribuie cu prioritate în jurul axului, începînd de la cca 1750 mm sub maselotă şi avînd o deschidere radială de 90—110 mm pînă la maximum 140 mm (sub consola maselotei) în concordanţă şi cu rezultatele altor experimentări prezentate în lucrarea [4], pentru lingouri apropiate ca formă şi mărime.

Lărgimea mare a zonei lichide din limitele frontului III de solidificare (de la 30 de minute după turnare) permite o decantare destul de bună a gazelor, segregaţiilor şi incluziunilor în volumul de oţel lichid existent în maselotiere şi explică formarea unor retasuri concentrate în volumul acestora. Extinderea radială a segregaţiilor în „V" este, totuşi, destul de mare în raport cu diametrul lingourilor studiate, mai ales în treimea superioară a lingoului, de aceea se propune utilizarea unor prafuri exoterme pentru prelungirea duratei de solidificare a oţelului din maselotieră. Neomogenităţile fizice axiale şi zonale din lingou de tipul aglomerărilor oxidice, sulfuri şi oxisulfuri, aluminaţi şi alumino-silicaţi (care se găsesc cu prioritate în formaţiunile de tip „V"), constituie concentratori de tensiuni şi, deci amorse de fisuri în semifabricatele forjate, de aceea ele trebuie restrînse axial cît mai mult prin măsuri tehnologice adecvate. În literatură se arată că în lingourile pentru roţi monobloc, cu acelaşi diametru ca cele prezentate în lucrare, segregaţiile de tip „V" se întind în jurul axului pe o zonă cu Ø 80—120 mm, şi că în aceste condiţii, ele nu influenţează şi nu se găsesc în zonele din roată intens solicitate în exploatare, întrucît sînt în cea mai mare parte îndepărtate la perforarea „miezului" din butuc.

Merită subliniat faptul că, utilizînd valorile grosimii crustei solidificate, determinate prin măsurători direct pe autoradiografiile fronturilor de solidificare la scara 1 :1, s-a realizat un model matematic pentru descrierea procesului de solidificare a lingoului cilindric cu suprafaţa netedă, avînd masa de 2,6 tone, D = 425 mm şi H/D = 5, bazat pe studiul tensiunilor şi deformaţiilor care apar în crusta primară după desprinderea acesteia de pereţii lingotierei (avînd la bază procese termice), model care duce la o valoare a timpului total de solidificare (nu şi de răcire şi dezbatere) de 37 de minute, ceea ce concordă cu limitele de 35—38 de minute estimat după forma şi dimensi-

unile frontului III de solidificare evidenţiat de autoradiografiile realizate cu fosfor radioactiv.

Sînt în curs lucrările de valorificare a rezultatelor cercetărilor efectuate cu radioizotopi, în sensul implementării unor măsuri tehnologice eficiente, mai ales pentru restringerea pe direcţie radială a segregaţiilor în formă de „V" şi a influenţei acestora asupra caracteristicilor zonelor din roţi cu solicitări intense în exploatare (zona de racordare a membranei cu butucul roţii).

BIBLIOGRAFIE

[1] Larin, T. V.: *Uzura şi calea de îmbunătăţire a comportării bandajelor pentru roţi de cale ferată.* Moscova, Ed. Transjeldorizdat, 1958.

[2] Păsărică, Victoria şi Alexandrescu, Şt. *Studiul incluziunilor de zgură formată în cuptor în procesul de elaborare a oţelului pentru roţi monobloc, cu ajutorul izotopului zirconiu-95.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 9, 1976 p. 465–479.

[3] Ghenkin, V. Ia. şi colab.: *Semifabricatele rotunde turnate continuu.* Moscova, Ed. Metallurghizdat, 1984.

REVISTA REVISTELOR

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 3, 1988

Textura optimă şi capacitatea reactivă a cocsului, p. 9 — Probleme de cocsificare a încărcăturii ştampate, p. 12 — Încercări semiindustriale ale încărcăturilor bătătorite din cărbuni de Donetk, p. 16 — Aglomerarea fosforitului pe maşini experimentale de aglomerare, prin utilizarea cocsului cu conţinut mare de cenuşă, p. 20 — Elaborarea metalurgiei de calcul şi construcţia uşilor cuptoarelor cu camere cu volum mare, p. 33 — Mărirea durabilităţii rulmenţilor de la susţinătoarele cu role ale transportoarelor cu bandă, p. 37 — Sistem de dozare la încărcarea concentratelor de cărbune în vagoane c.f., p. 39 — Planificarea în industria cocsochimică, p. 42 — Neuniformitatea livrărilor şi oscilaţiile calităţii cărbunilor pentru cocsificare, p. 44 — Reglarea şi exploatarea sistemului de scoatere fără praf a cocsului, p. 47 — Obţinerea de lianţi pentru drumuri pe bază de deşeuri de la secţiile de captare, p. 50 — Instalarea conductei de aspiraţie din lemn a turnului de stingere, p. 52.

Koks i himiia, U.R.S.S., nr. 4, 1988

Legităţile modificării densităţii în vrac a încărcăturii în funcţie de indicii de calitate ai acesteia, p. 5 — Proprietăţile substanţelor mezogene de hidrocarburi şi capacitatea de aglomerare a acestora, p. 8 — Procedeu accelerat de stabilire a presiunii de umflare a cărbunilor şi a încărcăturilor pentru cocsificare, p. 13 — Cocsificări industriale experimentale ale încărcăturilor ştampate din cărbuni de Donetk, p. 16 — Alegerea componentelor degresante cu metamorfism ridicat pentru fabricarea cocsului de turnătorie, p. 20 — Termostabilitatea cărămizii silica, p. 23 — Baterii de cocsificare avînd cuptoare cu camere de volum mare şi căile de perfecţionare a acestora, p. 25 — Influenţa regimului de temperatură a colectorului de gaze asupra răcitoarelor primare de gaze, p. 29 — Metodele electrochimice de analiză şi controlul producţiei cocsochimice — Metode potenţiometrice de analiză, p. 34. Influenţa condiţiilor de obţinere a smoalei la temperaturi înalte asupra emanaţiilor de gaze la cocsificarea acesteia, p. 37 — Proiectarea alimentatoarelor tip farfurie de la maşinile de încărcat cărbuni, p. 41 — Sistem mecanizat şi automatizat de prelevare, pregătire şi transportare a probelor de cărbune, p. 44 — Măsurarea umidităţii produselor aderente, p. 46 — Estimarea complexă a eficienţei stingerii uscate a cocsului, p. 48 — Estimarea calităţii încărcăturii şi a cocsului la prelucrarea cărbunilor din bazine diferite, p. 51 — Cercetarea ţesăturilor de filtrare pentru filtrele cu saci cu suflare prin impulsuri, p. 54 — Posibilităţi de utilizare a semicocsului activ obţinut din cărbune brun la epurarea apei, p. 56.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 4, 1988

Influenţa tehnicii CAD/CAM asupra conducerii, planificării, organizării şi calculelor economice în producţia metalurgică, p. 121 — Echipamente cu fascicul electronic în metalurgie, p. 123 — Obiective urmărite de ingineri la construirea şi exploatarea tehnicii instalaţiilor de laminare automatizate, p. 128 — Laminor pentru profiluri fine şi mijlocii de înaltă eficienţă pentru oţeluri de calitate, p. 133 — Optimizarea asistată de calculator a programării calibrării pe o cajă cuarto pentru metale grele de 130/390 × 400, p. 141 — Optimizarea tehnologiilor de laminare la rece a benzilor conform unor criterii cantitative şi calitative pentru laminoarele cuarto cu o singură cajă, p. 146 — Experienţa intrării în funcţiune a unei noi linii de producţie pentru materiale speciale, bandă din CuSn6 şi bandă din oţel placată cu metale neferoase, p. 147 — Procedee privind trefilarea sîrmelor şi barelor prin frecare hidrodinamică, p. 152 — Dezvoltarea asistată de calculator a sistemelor de comandă automată a proceselor de producţie tehnologice din metalurgie, p. 152 — Încercări privind tensiunile inelelor laminate din metale dure, prin metoda elementelor finite, p. 156 — Cel de-al VIII-lea colocviu „Echipamente metalurgice", p. 157 — Utilizarea metodelor cu radionuclizi în metalurgie şi construcţii de maşini, p. 157 — Contribuţie la controlul materialelor privind utilizarea tehnologiilor „cheie", p. 159.

Ing. P. Albăstroiu, ing. S. Lambescu
ICEM
și ing. V. Coposescu
C. S. Călărași

Cu privire la influența vitezei de încălzire a cărbunilor în domeniul fazei plastice asupra caracteristicilor cocsului

CZ: 662.749.2:669.162.16

O dată cu creșterea volumului util al furnalelor, în ultima perioadă s-au amplificat cercetările de caracterizare complexă a cocsului, pentru a scoate în evidență rolul acestuia la obținerea unor performanțe ridicate [1], [2].

Studii sistematice au fost efectuate pentru caracterizarea structurii poroase în raport cu rezistența la compresiune și rupere, cu reactivitatea cocsului sau alte caracteristici [2], [3], [4], [5].

Într-un total acord, cercetările evidențiază că structura poroasă are cea mai mare importanță pentru rezistența cocsului, valori maxime obținindu-se pentru porozități și dimensiuni ale porilor într-un domeniu optim, limitat [6], [7].

Pentru descrierea structurii poroase a cocsului, s-a folosit microscopul biocular cuplat cu un analizor de imagini. Această metodă, deși este complexă și costisitoare, se aplică cu bune rezultate, datorită modului de prelevare și pregătire a probelor.

Deși caracteristicile de structură ale cocsului sînt dependente de calitatea cărbunilor, prin modificarea unor parametri tehnologici (adaosul de degresanți, creșterea greutății volumice a șarjei, preîncălzirea șarjei etc.), se poate influența, în mod semnificativ, structura poroasă a cocsului obținut [3].

Un alt parametru, viteza de încălzire, acționează asupra caracteristicilor cocsului, rezultînd din diferențele care apar la probe prelevate pe lățimea camerei cuptoarelor industriale [8]. Lîngă perete, probele de cocs prezintă o rezistență mecanică mai mare cu 3,5%, volumul porilor este mai mic cu 5—10% și reactivitate mai redusă cu 48% față de centrul pilotului. Aceste diferențe s-ar putea explica prin viteza de încălzire în domeniul fazei plastice care este variabilă pe lățimea camerei (lîngă perete 13°C/min și în centru 2°C/min).

Modificarea vitezei de încălzire influențează fluiditatea cărbunilor în domeniul fazei plastice, ceea ce condiționează desfășurarea reacțiilor de descompunere termică și policondensare, cu consecințe asupra procesului de formare a structurii cocsului.

Experimentări

Lucrările experimentale au fost efectuate într-o instalație de laborator, compusă dintr-un cuptor electric cu mufă verticală, în care se introduce retorta cu proba de cărbune, prevăzut cu sistem de reglare, programare și înregistrare a temeperaturii. S-au utilizat patru tipuri de cărbuni măcinați la sub 0,5 mm, ale căror caracteristici sînt prezentate în tabelul 1.

Au fost supuse cocsificării probe individuale din cărbuni, precum și amestecuri binare cu un alt cărbune degresant.

Viteza de încălzire a probei de cărbune a fost variabilă ($v_0 = 2$°C/min, iar v_1 și v_2 de 3—4 și peste cinci ori mai mare decît v_0).

Probele de cocs obținute, după înglobare în rășină și șlefuire, au fost analizate cu ajutorul microscopului optic biocular tip IOR—MC5A.

Examinarea la microscop a mărimii porilor și pereților s-a efectuat în cinci etape (—0,5; 0,05—0,1; 0,1—0,2; 0,2—0,4 și + 0,4 mm) la un număr de 500 de cîmpuri pentru fiecare șlif. Mărirea la obiectiv a fost de X22, iar la cele două oculare de X7. Interceptarea porilor și pereților la grupele dimensionale stabilite s-a făcut prin baleierea cîmpului pe cele două axe, cu pasul de 0,3 și respectiv 0,4 mm.

Din datele obținute, prin examinarea microscopică s-au calculat următorii parametri reprezentativi, pentru structura poroasă:

— dimensiunea medie și medie armonică a porilor și pereților;

— frecvența relativă de întîlnire a porilor și pereților;

— frecvența medie de întîlnire a porilor și pereților;

— compactitatea Daub.

Rezultate și discuții

La viteze de încălzire mai mari în domeniul fazei plastice (v_1, v_2) și cu aceeași valoare v_0 în domeniul fazei postplastice, cocsul obținut, indiferent de tipul de cărbune, prezintă o structură poroasă îmbunătățită (tab. 2).

Pentru cărbunele necocsificabil tip A, cocsul obținut nu depășește domeniul foarte poros, deși îi crește compactitatea pînă la o valoare maximă, corespunzătoare unei viteze optime de încălzire, prezintă pori foarte mari și neuniform distribuiți, iar pereții sînt subțiri. La cărbunele slab cocsificabil tip B, cocsul obținut la viteze variabile de încălzire, trece în domeniul foarte poros, cu pori mari, neuniform distribuiți, grosimea pereților prezentînd o tendință de creștere.

Tabelul 1

Caracteristicile cărbunilor

Proba	Volatile, V^{anh}, %	Cenuşă, A^{anh}, %	Sulf, S_t^{anh}, %	Dilatare, % a	b	Fluiditate maximă, rot/min	Temperatura de resolidificare, °C
A	39,14	10,86	2,38	20	—20	2	452
B	38,43	9,33	2,63	33	40	30	466
C	27,19	6,88	0,72	20	90	450	485
D	17,17	5,59	1,05	18	56	110	505

Tabelul 2

Parametrii structurii poroase a cocsului obţinut la viteze de încălzire variabile pînă la 500 °C în domeniul fazei plastice

Proba	Viteza de încălzire, °C/min	Dimensiunea, mm				Frecvenţa relativă,%		Compactitate, D	Frecvenţa medie, %	
		medie		medie armonică		pori	pereţi		pori	pereţi
		pori	pereţi	pori	pereţi					
A	v_0	0,230	0 098	0,116	0,050	72,7	27,3	0,375	52,3	72,8
	v_1	0,201	0,083	0,098	0,045	69,3	30,7	0,443	58,2	77,8
	v_2	0,201	0,067	0,088	0,041	71,5	28,5	0,400	58,9	82,5
B	v_0	0,247	0,090	0,111	0,045	72,2	27,8	0,385	51,2	76,6
	v_1	0,245	0,108	0,103	0,056	67,4	32,6	0,482	52,9	75,3
	v_2	0,337	0,101	0,110	0,052	67,3	32,7	0,488	53,3	71,4
C	v_0	0 222	0,096	0,122	0,050	69,7	30,3	0,435	53,9	72,5
	v_1	0,180	0,114	0,093	0,061	61,8	38,2	0,619	60,9	67,2
	v_2	0,167	0,123	0,096	0,065	55,1	44,9	0,819	62,5	71,9
B50 + D50	v_0	0,203	0,082	0,105	0,042	70,2	29,8	0,423	57,2	77,9
	v_1	0,143	0,067	0,067	0,040	65,5	34,5	0,526	68,7	82,3
B65 + D35	v_1	0,167	0,088	0,083	0,048	62,8	37,2	0,592	63,6	75,1
B80 + D20	v_1	0,258	0,093	0,138	0,051	70,9	29,1	0,409	49,2	73,5
A50 + D50	v_1	0,128	0,071	0,062	0,042	64,3	35,7	0,555	71,5	80,7
65 + D35	v_1	0,112	0,075	0,058	0,044	62,6	37,4	0 597	74,6	79,5

Creşterea vitezei de încălzire în cazul huilei cocsificabile de tip C arată modificări în structura cocsului, care trece de la foarte poros, la relativ poros şi respectiv foarte dens, cu pori şi pereţi de dimensiuni medii, uniform repartizaţi.

În cazul amestecurilor binare, se obţin cocsuri poroase cu pori de dimensiuni medii, uniform repartizaţi şi pereţi subţiri.

Creşterea participării componentului slab cocsificabil sau necocsificabil nu determină înrăutăţirea structurii poroase a cocsului, pînă la o anumită limită de participare.

Din figura 1 rezultă, în mod sugestiv, îmbunătăţirea repartizării dimensiunii porilor şi pereţilor la probele B şi C, ca urmare a creşterii vitezei de încălzire în domeniul fazei plastice Se poate observa descreşterea mărimii porilor către valori medii (de exemplu, de la 47,9 la 33,1% între 0,2—0,4 mm pentru cărbunele C sau de la 51,7 la 43,4% pentru cărbunele B).

În condiţiile în care viteza de încălzire mărită (v_1, v_2) a fost menţinută şi în faza post plastică, rezultatele obţinute arată o inrăutăţire a structurii poroase a cocsului. Din cărbunele tip B, cocsul rezultat prezintă pori excepţional de mari, cu pereţi de dimensiuni medii. În mod asemănător, se prezintă şi cocsul obţinut din cărbune cocsificabil tip C, chiar dacă compactitatea, pentru o viteză de încălzire limitată v_1, are o valoare îmbunătăţită faţă de referinţa v_0 (tab. 3).

Tabelul 3

Structura poroasă a cocsului obţinut la viteze de încălzire variabile pînă la 900 °C

Proba	Viteza de încălzire, °C/min	Dimensiunea, mm				Frecvenţa relativă,%		Compactitatea, D	Frecvenţa medie, %	
		medie		medie armonică		pori	pereţi		pori	pereţi
		pori	pereţi	pori	pereţi					
B	v_0	0,247	0,090	0,111	0,045	72,2	27,8	0,385	51,2	76,6
	v_1	0, 08	0,132	0,165	0,060	72,3	27,7	0,383	45,0	69,3
	v_2	0,332	0,157	0,182	0,080	75,0	25,0	0,333	40,1	65,3
C	v_0	0,222	0,096	0,122	0,050	69,7	30,3	0,435	53,9	72,5
	v_1	0,283	0,163	0,156	0,078	67,4	32,6	0,484	45,7	67,3
	v_2	0,301	0,108	0,167	0,057	70,8	29,2	0,412	43,3	68,5

Interes prezintă compararea caracteristicilor mecanice de rezistenţă cu parametrii structurii poroase (tabelul 4).

Se observă că rezistenţa cea mai bună a cocsului industrial este dată în condiţiile unor pori şi pereţi cu dimensiuni medii (frecvenţa medie 60—70%, diametrul mediu armonic al porilor 0,136 mm şi grosimea medie armonică 0,060 mm la un raport între aceste valori de 2,2—2,4). Creşterea acestui raport determină slăbirea rezistenţei M_{40} şi creşterea roaderii M_{10}, iar o dată cu micşorarea raportului, cocsul avînd o structură poroasă cu pori mici şi pereţi subţiri, se înrăutăţeşte roaderea M_{10}. La o compactitate ridicată de peste 0,75, cocsul foarte dens, cu pori foarte mari şi pereţi de dimensiuni medii, devine casant, avînd caracteristici înrăutăţite ale rezistenţei mecanice.

Prin cocsificarea unor şarje industriale în condiţii de laborator, cocsul obţinut are pori mici sau de dimensiuni medii (frecvenţa medie 65—72 faţă de 50—58%), în schimb, grosimea pereţilor nu se diferenţiază de cocsul industrial.

Se poate aprecia, că unui cocs obţinut în laborator, cu o compactitate de peste 0,53, cu pori de dimensiuni medii (60—70%) şi pereţi subţiri sau foarte subţiri (70—80%), avînd dimensiunea medie armonică a porilor şi pereţilor de peste 0,60 mm şi respectiv peste 0,042 mm, îi corespund caracteristici satisfăcătoare de rezistenţă şi roadere în condiţii industriale de cocsificare.

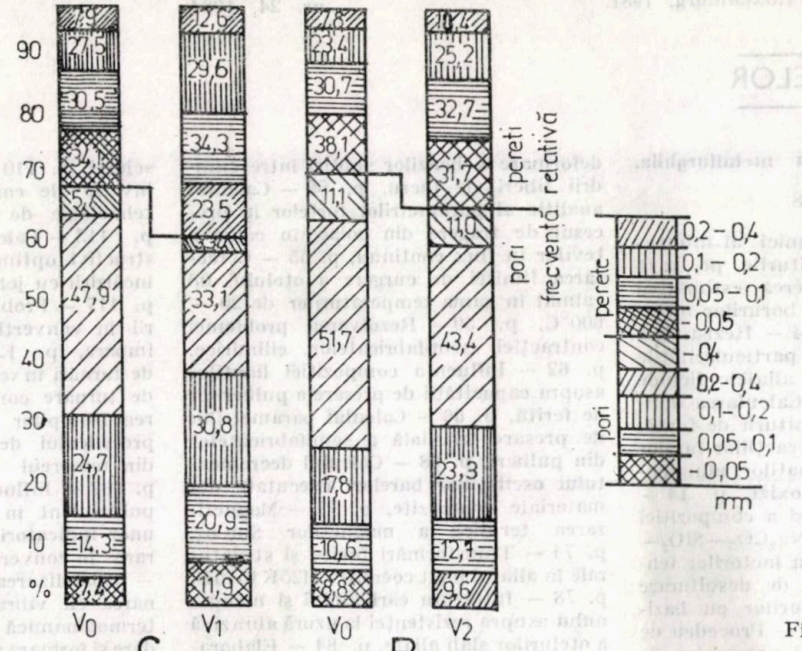


Fig. 1

Tabelul 4

Rezistenţa mecanică şi parametrii de structură poroasă a cocsului metalurgic

Rezistenţa mecanică, %		Frecvenţa medie, %		Compactitatea, D	Dimensiunea medie armonică, mm	
M_{40}	M_{10}	pori	pereţi		pori	pereţi
81,5 [1]	6,5	64	65	0,67	0,136	0,060
69	13,5	47	70	0,51	0,266	0,053
78	12	82	81	0,53	0,075	0,041
58	18	52	62	0,81	0,227	0,068
73,6 [2]	7,6	53	70	0,514	0,157	0,090
83,0	8,0	52	66	0,575	0,128	0,077
78,6 [3]	8,2	57	72	0,625	0,098	0,050
—	—	72*)	83	0,532	0,059	0,050
76,6	7,4	53	78	0,424	0,115	0,044
—	—	65*)	80	0,548	0,072	0,042

1) Date preluate din Grosskinsky O. — Handbuch des kokereiwesens, Verlag, Düsseldorf, 1955;

2) Cocs metalurgic bine stabilizat de la skipul furnalelor;

3) Cocs metalurgic produs în baterii orizontale cu volumul camerei de 41,6 m³;

* Aceeaşi şarjă din care s-a obţinut cocsul industrial a fost cocsificată în laborator, la viteza de încălzire de 2 °C/min.

Concluzii

Rezultatele obţinute arată efectul favorabil al creşterii vitezei de încălzire asupra formării structurii cocsului, în condiţiile în care se acţionează numai în intervalul termic al fazei plastice. Din cărbunii slab cocsificabili şi necocsificabili, cu conţinut ridicat de volatile, precum şi din huile cocsificabile, cu conţinut mediu de volatile, cocsurile obţinute, pentru viteze de încălzire mărite în domeniul fazei plastice, prezintă o structură poroasă îmbunătăţită. De asemenea, în cazul unor amestecuri binare între huile cu conţinut ridicat de volatile şi huile degresante se obţine o îmbunătăţire semnificativă a structurii poroase a cocsului. Deoarece între structura poroasă şi caracteristicile de rezistenţă mecanică este o dependenţă directă, se poate aprecia că

desfăşurarea în continuare a unor cercetări în această direcţie oferă posibilitatea perfecţionării tehnologiei de cocsificare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Goleczka, J., Tucker, J.: *High temperature stability of coke in relation to its buik permeability.* Simp. Luxemburg, 1981.

[2] Patrick, J., W., Sims, M. J. şi Stancey, A. E.: *The relation betwen the strength and structure of mettallurgical coke.* În: J. Phys. D. Appl. Phys, Anglia, nr. 13, 1980.

[3] Patrick, J., W.: *Studies of the factors controlling the formation and development of the porous structure of coke.* Simp. Luxemburg, 1981.

[4] Graham, P., Wilkinso, C, H., C.: *Coal properties, charge preparation and their influence on coke quality.* Simp. Aachen, 1983.

[5] Jeulin, O. şi Steiler, I. M.: *Caractérisation de comportement mécanique du coke métallurgique.* În: Rev. de Métallurgie, Franţa, nr. 2, 1980.

[6] Vandezande, J. A.: *Correlation of coke microstructure and properties.* Simp. Aachen, 1983.

[7] Klose, W.: *Mechanische Eigenschaften von Hochofenkoks.* Simp. Galaţi, 1986.

[8] Yamamoto, H.: *Distribution of coke properties along width in oven chamber.* În: Trans. I.S.I.J., Japonia, nr. 24, 1984.

REVISTA REVISTELOR

Iz. V.U.Z. — Ciornaia metallurghiia,

U.R.S.S., nr. 3, 1988

Parametrii termodinamici ai interacţiunii calciului în topiturile pe bază de fier, p. 1 — Aprecierea estimativă a căldurii de formare a borurilor metastabile de tip Me_3B, p. 4 — Rezistivitatea electrică specifică şi particularităţile structurii atomilor din aliajele lichide de Fe—Mo—C, p. 6 — Calcularea activităţii componenţilor topiturii de fontă, p. 9 — Particularităţile reacţiilor fazelor solide de formare a tetanaţilor, aluminaţilor şi silicaţilor din oxizi, p. 14 — Cercetarea interacţiunii şi a compoziţiei de fază a sistemului Na_2CO_3—SiO_2—CaO, p. 17 — Influenţa factorilor tehnologici asupra gradului de desulfurare la aglomerarea încărcăturilor cu bazicitate foarte mare, p. 19 — Procedeu de îmbunătăţire a eficienţei proceselor de aglomerare, p. 22 — Conţinutul superechilibrat de azot în metal în cazul oxidării superficiale a carbonului, p. 25 — Cercetarea nivelului de oxidare a oţelului de convertizor în oale de 350 t, p. 28 — Cercetarea parametrilor de mişcare ai topiturii în oală la umplerea acesteia, p. 32 — Coordonarea operativă a funcţionării agregatelor din sectorul convertizoare—tratament în oală—turnare continuă, p. 36— Deservirea analitică a cîmpului liniilor de alunecare, format din spirale logaritmice iniţiale, p. 39 — Asimetria dilatării la laminare, p. 42 — Umplerea calibrelor cu metal la laminarea cu întindere, p. 44 — Studierea parametrilor energetici de forţă ai procesului de deformare a benzilor subţiri între cilindrii liberi de lucru, p. 50 — Calculul analitic al parametrilor forţelor la procesul de tragere din colac în colac a ţevilor în flux continuu, p. 55 — Cercetarea limitei de curgere a oţelului 08 calmat în gama temperaturilor de 20 — 600°C, p. 59 — Rezolvarea problemei contracţiei semifabricatelor cilindrice, p. 62 — Influenţa compoziţiei lianţilor asupra capacităţii de presare a pulberilor de ferită, p. 66 — Calculul parametrilor de presare triaxială a semifabricatelor din pulberi, p. 68 — Calculul decrementului oscilaţiilor barelor executate din materiale compozite, p. 71 — Magnetizarea termică a magneţilor $SmCo_5$, p. 74 — Transformări fazice şi structurale în aliajul înalt coercitiv H25K15IuB, p. 78 — Influenţa carbonului şi manganului asupra rezistenţei la uzură abrazivă a oţelurilor slab aliate, p. 84 — Elaborarea compoziţiilor de oţel slab aliat pentru construcţiile sudate, p. 87 — Determinarea rezistenţei termice a contactului piesă turnată-formă la turnarea după modele fuzibile, p. 92 — Repartizarea coeficientului de cedare de căldură la interacţiunea jetului cu suprafaţa metalului încălzit, p. 96 — Stabilitatea înălţimii de suspendare a benzilor din metal pe perna de gaze, în cuptoarele termice, p. 99 — Tensiunile termice în căptuşelile cauperelor cu cameră laterală interioară de ardere, p. 105 — Cercetarea schimbului de căldură prin convecţie în agregatele termotehnice cu modelarea prin electrodifuziune, p. 107 — Modificarea rezistenţei hidraulice a ţesăturilor pentru filtrare sub influenţa descărcării prin impulsuri şi scîntei, p. 110 — Problemele temporare inverse ale conductibilităţii termice în tehnologia de fabricare a laminatelor, p. 113 — Calculul parametrilor constructivi optimi ai cuptorului în cazul încălzirii cu jet a suprafeţelor cilindrice, p. 117 — Problema conducerii elaborării în convertizor pe baza mulţimilor impare, p. 123 — Mărirea numărului de turnări în serie a metalului, pe maşini de turnare continuă, p. 126 — Utilizarea izotopilor radioactivi la cercetarea procedeului de îndepărtare a zincului din minereul de fier la aglomerare, p. 132 — Influenţa introducerii varului pulverulent în jetul de oxigen asupra unor indicatori ai procesului de elaborare în convertizoare cu oxigen, p. 133 — Cristalizarea topiturii prin acţionarea cu vibraţii, p. 134 — Modelarea termodinamică a procesului de dezoxidare şi formare a incluziunilor nemetalice, p. 134 — Îndepărtarea azotului din pelicula de metal lichid, p. 135 — Justificarea alegerii tipului de model liniar al proprietăţilor reologice ale metalelor la deformarea plastică, p. 136 — Influenţa tratamentului termic intermediar asupra deformării tablei la bombarea hidrostatică, p. 137 — Metodologia cercetării încălzirii de deformare la laminarea elicoidală, p. 138 — Posibilităţi de obţinere a schemei de compresiune multilaterală în zona axială a laminatului prin realizarea unei căderi de temperatură, p. 139 — Gradele de deformare la contracţia multiplă cu schimbarea axului, p. 140 — Modelarea matematică a convecţiei mixte în topitură la turnarea prin sifon, p. 141 — Erorile măsurării temperaturii cu termocuplur! alungite, p. 142.

Ing. Fl. Mircea și ing. A. Szabo
ICEM

Considerații privind degradarea produselor refractare aluminoase și superaluminoase utilizate la cauperele de temperatură înaltă

CZ: 666.76:669.71

În ultimul timp, în industria metalurgică se pune un tot mai mare accent pe problemele de îmbunătățire a productivității, pe reducerea consumului energetic și de combustibil precum și pe creșterea campaniei de funcționare a agregatelor. Dintre aceste agregate un loc important îl ocupă furnalele pentru elaborarea fontei.

Reducerea prețului de revenire al fontei produse este o necesitate absolută în contextul economic actual.

După cum se cunoaște, fiecare furnal este prevăzut cu preîncălzitoare de aer (caupere) (fig. 1) care au rolul de a preîncălzi aerul necesar ducînd, astfel, la o intensificare a proceselor de combustie din furnal, cu efect pozitiv asupra reducerii consumului de cocs.

Considerațiile de față au avut la bază eșantioane reprezentative de produse refractare uzate, recoltate pe parcursul demolării cauperului nr. 4 al furnalului nr. 3 de la C.S. Galați.

Aspectul acestor eșantioane este prezentat în figura 2 *a*, *b*.

— *Virola 1.* Grătar (fagure, fig. 2, *a*) — Probă cu structură granulară, poroasă, de culoare maronie, intercalată cu granule de culoare neagră; zona activă, 1—2 mm, de culoare gri, poroasă, prezintă fisuri. Spărtura este intergranulară.

— *Virola 2.* Grătar (fagure, fig. 2, *b*) — Probă complet vitrifiată de culoare maro. Se observă particule de culoare albă, intercalate cu particule de culoare neagră. Prezintă și zone afînate, poroase, de culoare albicioasă. Spărtura este neregulată, sticloasă.

— *Virola* 3. Grătar (fagure, fig. 2, *c*). — Proba 3_1 — zona centrală cu structură granulară cu pori vizibili; zona de contact este puternic expandantă, negricioasă, cu depuneri vizibile.

— Proba 3_2 — zona activă, 10—15 mm, cu structură vitrifiată de culoare neagră cu fisuri pronunțate; — zona centrală este puternic expandată de culoare neagră.

— *Virola 3—4.* Grătar (fagure, fig. 2, *d*) — Probă afinată, poroasă, de culoare cafenie; unele zone sînt puternic expandate. În spărtură alternează zone vitrifiate negre cu zone poroase de culoare maronie.

— *Virola 2.* Puț de ardere (fig. 2, *e*) — Zona de difuzie este compactă, vitrifiată, de culoare neagră; zona centrală este compactă cu structură granulară; spărtura pe granule este maronie, poroasă.

— *Virola 4.* Grătar (fagure, fig. 2, *f*, *g*) — Zona activă semivitrifiată, de culoare neagră, cu pete albicioase. Se observă și scurgeri de topitură de culoare maro-roșcat.

— Zona centrală de culoare maro, cu structură granulară și pori vizibili pe fond maroniu alternînd cu granule albe și maro închis pînă la negru; spărtura de la sticlos la intergranular.

— *Virola* 8. Grătar (fagure, fig. 2, *h*) — Zona activă de culoare maro, cu fisuri evidente; — Zona de difuzie, 2—3 mm, de culoare neagră compactă. — Zona centrală de culoare maro-deschis cu structură semivitrifiantă, cu pori închiși. Granulele albe alternează cu granulele gri închis.

— *Virola 14.* Grătar, (fagure I, fig. 2, *i*) — Probă semivitrifiată, de culoare maro cu fisuri dese; prezintă chiar zone expandate. În spărtură alternează porțiuni vitrifiate negre, cu luciu metalic, cu porțiuni poroase maro.

— *Virola* 14. Grătar (fagure II, fig. 2, *j*) — Zona activă, maronie, poroasă, cu fisuri; prezintă și glazură. — Zona de difuzie, 10—15 mm, cu structură compactă semivitrifiată de culoare gri închis; — Zona centrală cu structură semivitrifiată de culoare maro-deschis; prezintă și fisuri în profunzime. — Spărtura este compactă pe granule.

— *Virola 14.* Grătar (fagure III, fig. 2, j) Zona activă de culoare neagră prezintă fisuri și scurgeri de topitură de culoare maro roșcat. — Zona de difuzie, 2—5 mm, de culoare vitrifiată; — zona centrală vitrifiată de culoare gri spre negru; — spărtură compactă, omogenă, maronie.

— *Virola 14.* Perete (fig. 2, *k*) Structură granulară cu granulații vizibile, cu intercalații de granule albe. — Mortarul refractar nevitrifiat, puternic fisurat.

— Grătar (fagure, fig. 2, *b*). Prezintă două blocuri perfect sudate la contact. — Zona activă de culoare maron închis, expandată. Suprafață glazurată și scurgeri vizibile de topitură. — Zona de difuzie, 2—5 mm cu structură vitrifiată neagră; — Zona centrală vitrifiată de culoare gri, care alternează cu maro pe suprafața porilor. — Canalele grătarului deformate, parțial îngustate, alternează cu porțiuni mult lărgite; deplasări pe verticală; fluaj pronunțat.

Analiza acestor eşantioane a dus la următoarele concluzii :

— Grătarul cauperului s-a deteriorat pe toată înălţimea lui, cu excepţia virolei 1.

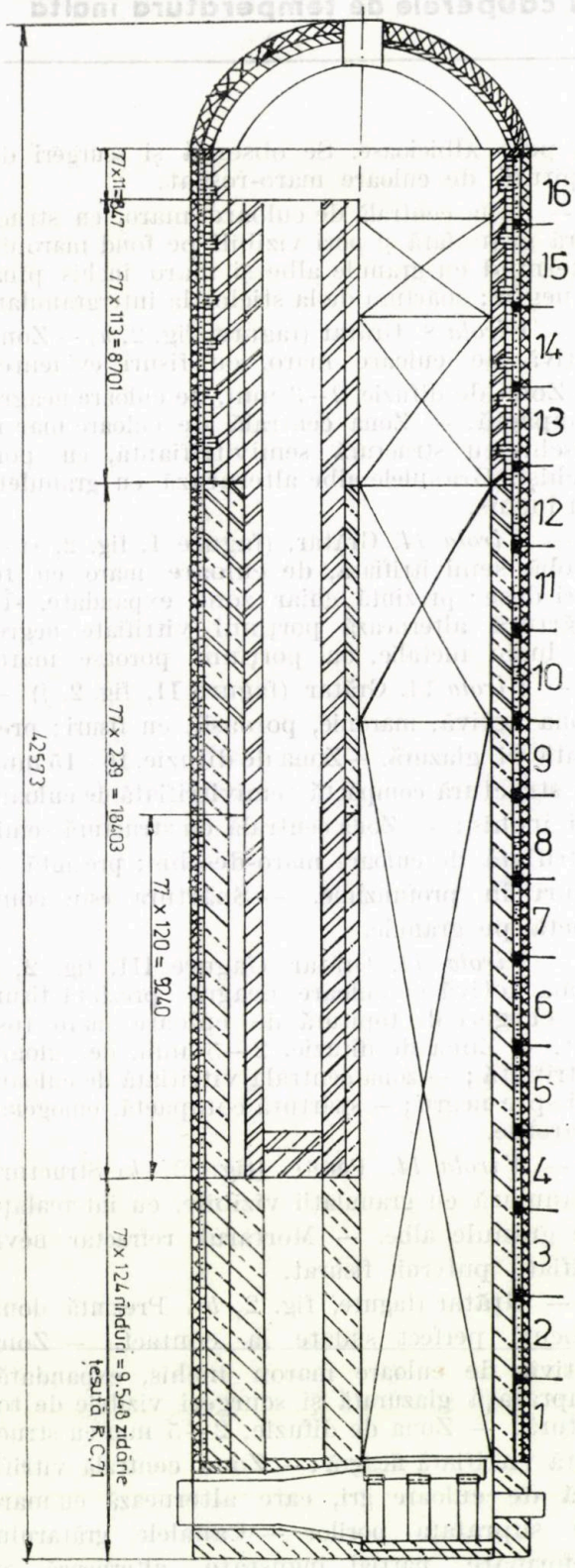


Fig. 1. Poziţionarea virolelor pe întreaga înălţime a cauperului

— Începînd cu virolele 2 şi 3, apar zone cu o vitrifiere pronunţată şi zone în care stratul activ al grătarului este puternic expandat.

— În partea superioară a grătarului cauperului, în zona virolelor 14—16, s-au constatat tasări ale refractarelor pe o înălţime de cca 6 m şi lipituri aderente pe refractare. În spatele lipiturilor, cărămizile au rămas nemodificate.

— Cupola cauperului a avut un aspect de vitrifiere în primul strat şi nemodificat în al doilea strat.

— În partea inferioară a puţului de ardere, fenomenele de degradare a pereţilor au fost comparabile cu cele constatate în grătarul cauperului.

— Produsele refractare din puţul de ardere şi grătar au suferit adînci transformări fizico-chimice ce au dus la contracţii ulterioare mari; deformări pronunţate sub încărcare (exprimată prin fluaj pronunţat); atac chimic avansat, care a determinat topirea stratului activ în contact cu fluidele tehnologice (gaze arse, aer) şi antrenarea topiturii prin secţiunile libere ale grătarului, care a produs pe de o parte înfundarea parţială a grătarului, iar pe de altă parte supraîncărcarea termică a restului de canale.

Refractaritatea stratului topit din partea superioară a grătarului (în zona virolelor 13 şi 14) a fost de 1 730—1 780°C, ceea ce dovedeşte că în această zonă au fost temperaturi de peste 1 710°C, fapt subliniat şi de porozităţile deosebit de mici ale eşantioanelor din această zonă.

În zonele inferioare, pe lîngă vitrifierea pronunţată, apar şi zone expandate de culoare neagră, cu un conţinut de carbon mărit, similar cu probele recoltate din puţul de ardere.

Indiferent de natura combustibilului folosit (gaz de cocserie sau gaz natural în amestec cu gazul de furnal), fenomenele de mai sus pot să aibă loc în condiţiile în care arderea combustibilului duce la depunerea în porii deschişi ai zidăriei refractare a carbonului liber, în special în urma reacţiei următoare :

$$2\ CO \rightarrow C + CO_2$$

Această reacţie este catalizată de compuşii feruginoşi din cărămidă sau de impurităţile din gazele arse, cu un conţinut în Fe_2O_3, FeO, ZnO, care condensează din vapori sau sînt purtate ca atare de gazele arse.

La inversare, la trecerea aerului pentru preîncălzirea acestuia, are loc arderea carbonului depus în porii zidăriei.

Este cunoscut faptul că arderea carbonului în aer preîncălzit la 1 000—1 200°C dezvoltă o temperatură la locul de ardere de peste 2000°C.

Fenomenele mai sus prezentate au fost agravate şi de următorii factori :

— de raportul variabil al gazului de combustie cu aerul de combustie necesar;

— de conţinutul relativ mare al vaporilor şi al prafului din gazele şi aerul de combustie (sau aerul în preîncălzire);

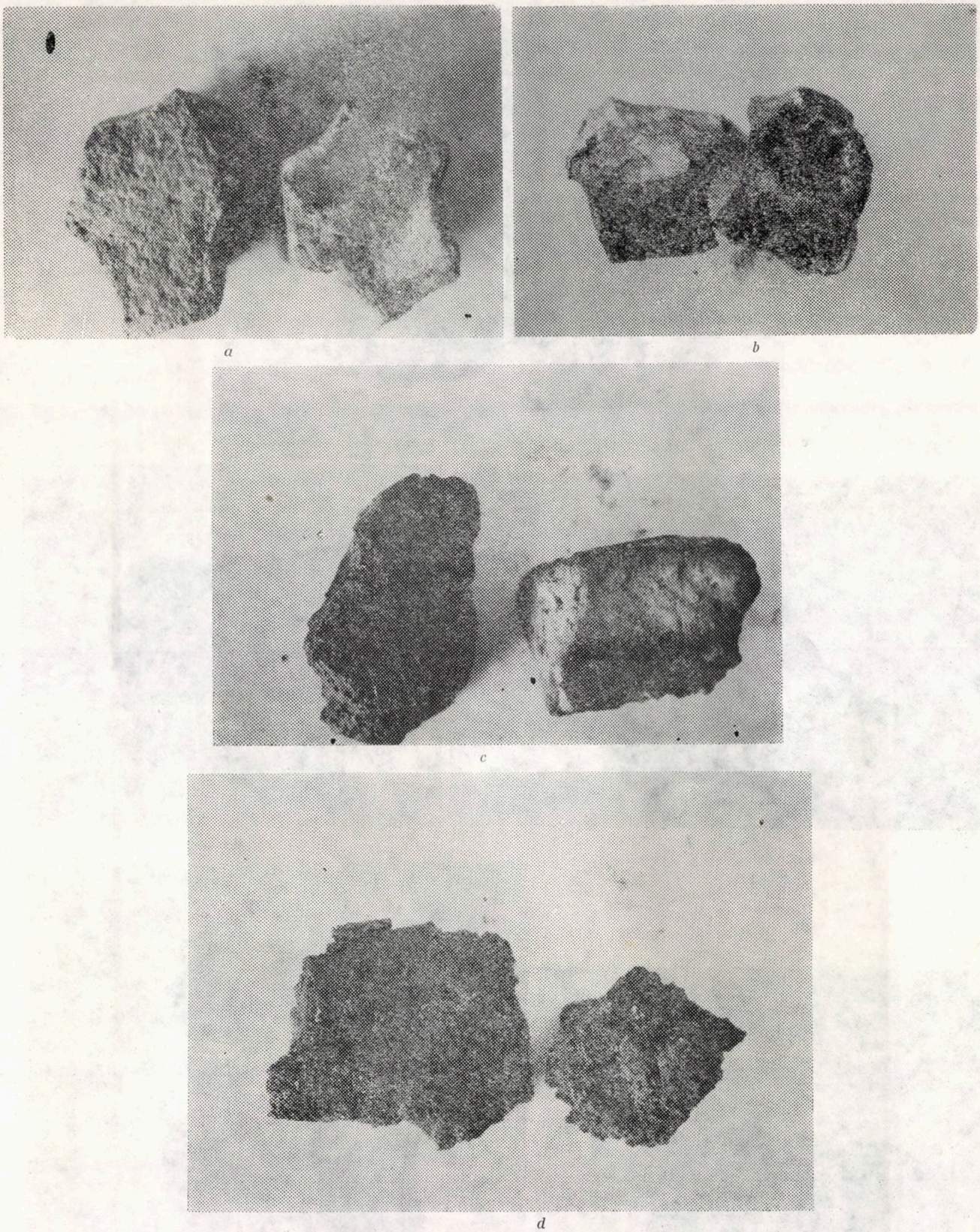
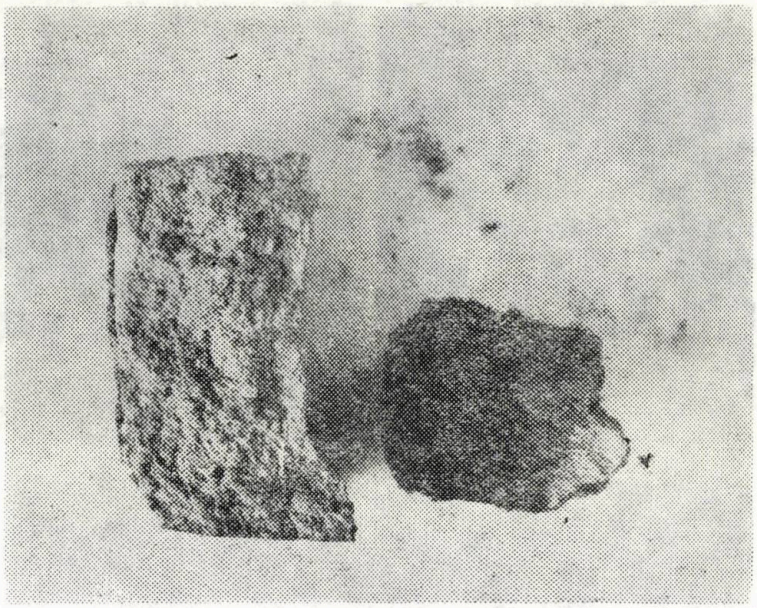
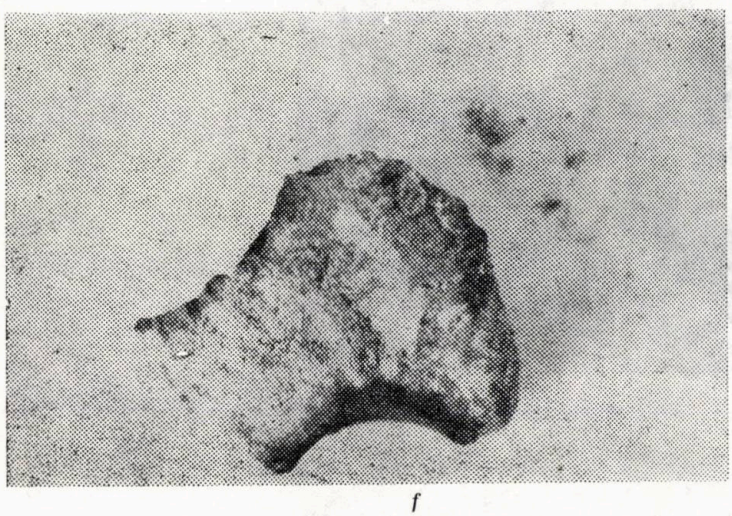


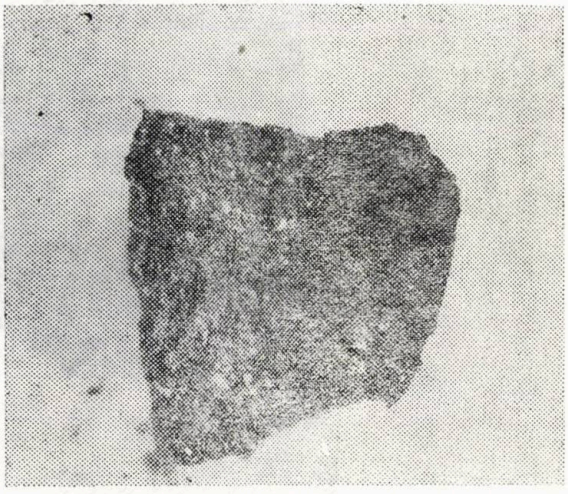
Fig. 2. Aspectul eşantioanelor de produse refractare studiate: *a* — Virola 1 — fagure; *b* — Virola 2 — fagure; *c* — Virola 3 — fagure; *d* — Virola 3 — 4 — fagure; *e* — Virola 2 — puţ de ardere; *f* — Virola 4 — fagure; *g* — Virola 4 — fagure; *h* — Virola 8 — fagure; *i* — Virola 14 — fagure I; *j* — Virola1 4 — fagure II şi III; *k* — Virola 14 — perete; *l*— fagure — două blocuri perfect sudate



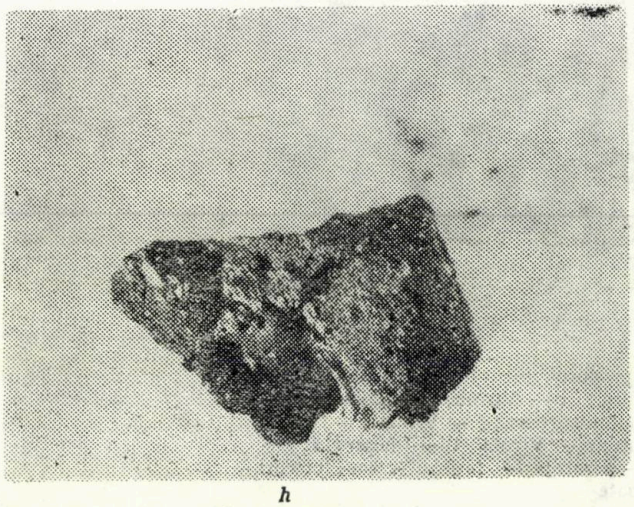
e



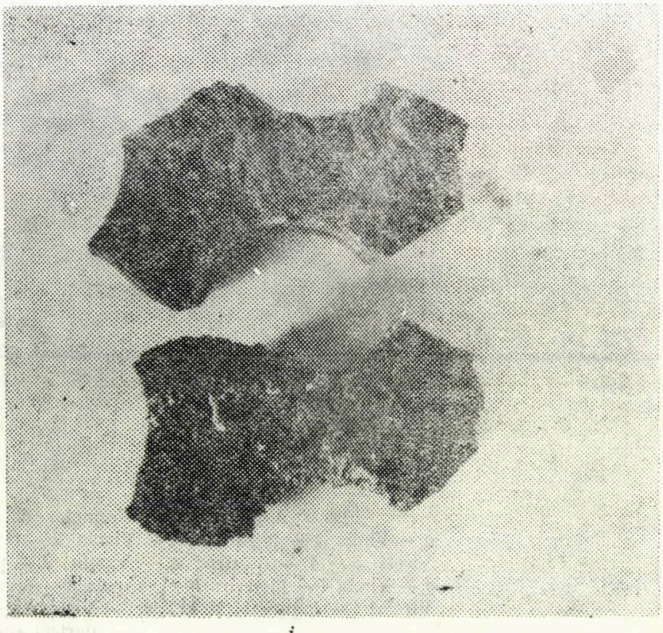
f



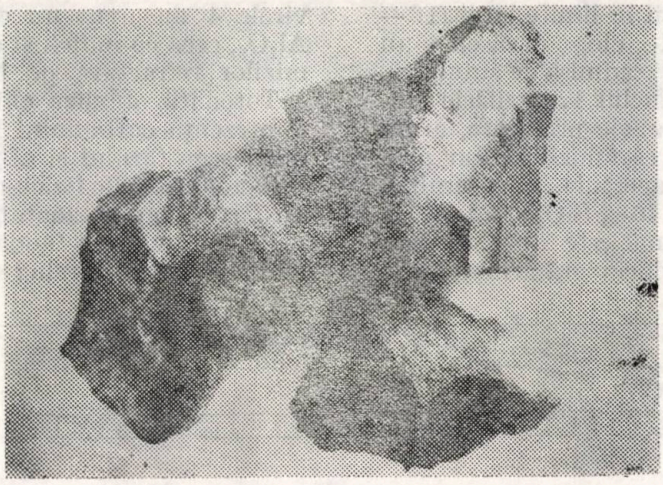
g



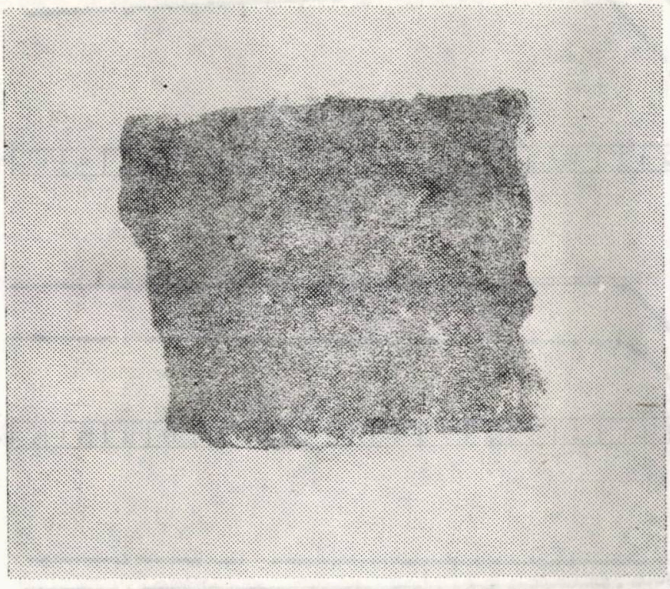
h



i



j



k

l

— de variația porozității în limite largi (16—25%) la cărămizile înzidite, chiar dacă ele s-au încadrat în media de 22% admisă de standard.

Așa cum rezultă din tabelul 1, analizele chimice efectuate pe eșantioanele prelevate, arată că compușii de bază ai cărămizilor din grătar variază pe înălțimea acestuia, în ansamblu, între aceleași limite : 35—40% SiO_2 și 50—60% Al_2O_3 (fig. 3). De menționat este faptul că doar eșantioanele luate din zidăria grătarului de la virola 4 au avut un conținut de numai 30% Al_2O_3, ceea ce indică și o înzidire greșită a cărămizilor refractare pe înălțimea cauperului.

Totodată, analiza chimică a pus în evidență și prezența carbonului în stratul activ al cărămizilor grătarului și al puțului de ardere.

Caracteristicile fizico-chimice ale eșantioanelor analizate sînt prezentate în tabelul 1.

Pentru evitarea fenomenelor constatate sînt necesare următoarele : să se facă o purificare

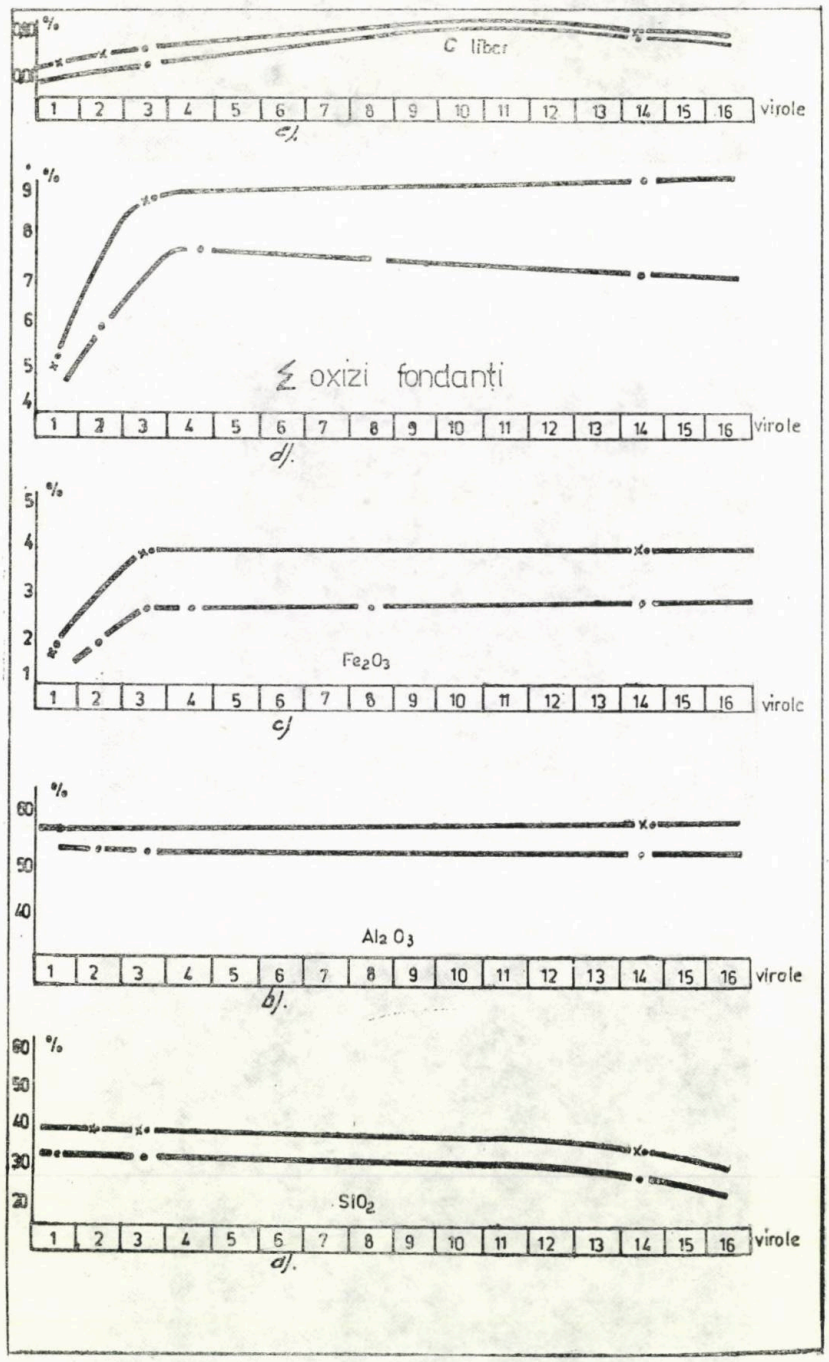


Fig. 3. Limitele compoziției oxidice a eșantioanelor recoltate de pe virolele cauperului:

a — conținutul în SiO_2; *b* — conținutul în Al_2O_3; *c* — conținutul în Fe_2O_3; *d* — suma conținutului în oxizi fondanți; *e* — conținutul în C liber

Tabelul 1

Caracteristicile fizico-chimice ale eşantioanelor analizate

Numărul curent	Eşantioane	Compoziţia chimică, %											Porozitatea aparentă, %	Oxizii fondanţi, %	Na_2O; K_2O, %	Refractantul, °C
		SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	FeO	TiO_2	CaO	MgO	Na_2O	K_2O	C	P.C.				
1_1	Virola 1	33,50	55,46	5,24	0,23	1,65	0,20	0,38	0,18	1,45	0,07	0,16	24	9,33	1,63	1805
1_2	Virola 1	35,41	59,15	1,82	0,14	1,49	0,28	0,10	0,14	1,22	0,03	0,13	24	5,19	1,36	1805
2.	Virola 2	40,96	52,90	1,90	0,10	1,47	0,61	0,54	0,16	1,20	0,04	0,15	6	5,98	1,36	1730
3_1I	Virola 3	36,80	50,88	6,88	0,71	1,26	0,95	0,90	0,18	1,27	0,05	0,11	18	12,15	1,45	1695
3_1II	Virola 3	38,94	50,31	3,93	1,00	1,11	0,88	0,72	0,25	1,90	0,03	0,12	18	9,79	2,15	1695
3_1III	Virola 3	41,01	50,20	2,66	0,79	1,37	0,88	0,90	0,25	1,85	0,03	0,16	18	8,70	2,10	1695
3_2I	Virola 3	35,95	53,87	5,18	0,35	1,69	0,37	0,93	0,20	1,22	0,04	0,25	7	9,94	1,42	1780
3_2II	Virola 3	36,93	55,93	2,79	0,21	1,60	0,28	0,54	0,19	1,37	0,03	0,15	7	6,98	2,56	1805
4_1	Virola 3—4	44,22	48,84	2,60	0,21	1,34	0,27	0,15	0,21	1,90	0,02	0,06	16	6,68	2,11	1605
4_2	Virola 3—4	38,56	53,28	3,72	0,17	1,25	0,58	0,97	0,18	1,60	0,02	0,11	16	8,47	1,78	1635
6 I	Virola 4	56,60	30,80	2,96	1,79	1,30	3,10	0,58	0,14	1,60	0,03	0,43	8	11,47	1,74	1500
6 II	Virola 4	60,28	30,36	4,11	0,93	1,60	1,02	0,70	0,11	1,45	0,03	0,24	8	9,92	1,56	1605
6 III	Virola 4	60,64	31,28	3,16	0,71	1,48	0,35	0,50	0,10	1,42	0,02	0,34	8	7,72	1,52	1605
7	Virola 8	45,92	47,21	2,64	0,14	1,61	0,61	0,76	0,11	1,15	0,09	0,07	6	7,02	1,26	1755
8_1I	Virola 14: fag. I	30,97	60,08	3,96	0,29	0,80	2,60	0,59	0,10	0,31	0,08	urme	15	8,65	0,41	1780
8_1II	Virola 14: fag. I	37,88	55,41	2,79	0,21	0,92	0,56	0,93	0,14	1,27	0,04	0,11	15	6,82	1,41	1695
8_2I	Virola 14: fag. I	37,46	54,22	2,19	0,14	0,93	2,12	0,80	0,16	1,55	0,07	urme	9	7,89	1,71	1695
8_2II	Virola 14: fag. I	35,83	56,71	1,62	0,21	1,12	1,75	0,60	0,14	1,60	0,05	lipsă	9	7,07	1,74	1780
9_1I	Virola 14: fag. II	44,82	47,75	2,60	0,20	1,53	0,77	0,88	0,14	1,22	0,07	urme	3	7,34	1,36	1695
9_1II	Virola 14: fag. II	47,33	45,51	2,88	0,14	1,42	0,61	0,90	0,11	0,90	0,02	0,23	3	6,96	1,01	1710
9_1I	Virola 14: fag. II	46,12	47,30	2,86	0,21	1,15	0,2	0,92	0,14	1,22	0,08	lipsă	4	6,70	1,36	1695
9_2II	Virola 14: fag. II	44,98	48,20	2,80	0,18	1,29	0,2	0,44	0,16	1,05	0,04	lipsă	4	6,12	1,21	1710
10 I	Virola 14: fag. III	44,80	48,67	2,08	0,71	1,37	0,65	0,65	0,14	1,10	0,02	0,20	0,8	6,70	1,24	1730
10 II	Virola 14: fag. III	44,80	48,82	2,43	0,23	1,15	0,30	0,35	0,15	1,27	0,03	0,16	0,8	5,88	1,42	1780
10 III	Virola 14: fag. III	43,25	50,32	2,14	0,43	1,20	0,54	0,70	0,16	1,22	0,04	0,16	0,8	ä,93	1,38	1730

avansată a gazelor de combustie și a aerului care urmează să circule prin cauper și să se perfecționeze arzătorul prin introducerea unui sistem automatizat de reglare a raportului aer/gaz, în funcție de conținutul de CO în gazele evacuate;

— reconsiderarea înzidirii zonale a cauperului în vederea asigurării unei fiabilități mai bune, astfel încît înzidirea cauperului să se facă în partea superioară cu produse silica, urmată de 1/2—1 tronson cu produse FA 85, apoi de două tronsoane cu produse EC 82 și, în continuare, cu materiale CA 75 din materii prime naturale și temînd spre baza cauperului cu materiale C 71.

REVISTA REVISTELOR

-tal, U.R.S.S., nr. 3, 1988

Calculul temperaturii teoretice de ardere și interconexiunea acesteia cu parametrii elaborării în furnal, p. 6 — Dinamica modificării încălzirii în cazul modificărilor în trepte și prin impulsuri ale consumului de cocs și evidența acesteia la comanda elaborării în furnal p. 11 — Procedee de micșorare a pierderilor de fontă la evacuarea cu zgură de furnal, p. 13 — Regim rațional de funcționare a distribuitorului rotativ de la dispozitivul de încărcare fără con, p. 17 — Tehnologie complexă de obținere a oțelului cu conținut scăzut de sulf, p. 20 — Agregat de elaborare a oțelului pentru secțiile Martin, p. 22 — Întreruperea zgurei de cuptor la evacuarea oțelului din cuptorul tandem, p. 25 — Particularitățile cristalizării neechilibrate a aliajelor pe bază de fier, p. 28 — Studierea procesului de îndepărtare a cuprului din topitura de fier cu compuși nesulfuroși de sodiu, p. 30 — Elaborarea electrică sub zgură în creuzet și turnarea metalului, p. 34 — Proprietățile termofizice ale oțelului lichid, p. 37 — Temperatura de aprindere a amestecurilor exotermice, p. 40 — Creșterea preciziei de laminare a profilurilor în cajele pretensionate, p. 42 — Determinarea coeficientului de întindere medie în calibrele complexe, p. 45 — Funcționarea dispozitivelor cu termostat în linia slebing — laminor continuu pentru benzi late, p. 48 — Forma rațională a secțiunii transversale a prizelor de laminate, p. 50 — Stabilirea parametrilor tehnologici ai formării profilurilor cu rigiditate ridicată, cu aspect garantat al planității, p. 54 — Îmbunătățirea calității țevilor prin reglarea bancului de tras cu ajutorul sistemului de măsurare cu laser, p. 61 — Fabricarea țevilor pentru transportul materialelor pulverulente p. 64 — Modificarea formei rizurilor la trefilarea sîrmei, p. 67 — Reducerea exfolierilor la trefilarea sîrmei cu rezistență ridicată, p. 69 — Asimilarea producției de șine din grupa de calitate I la combinatul Azovstal, p. 71 — Utilizarea unei tehnologii noi de sudare cu arc electric la mărirea rulourilor din oțel O8H18T, p. 73 — Proprietățile oțelului OH9 pentru tehnica criogenică, p. 76 — Alierea superficială cu crom a benzilor din oțel laminate la rece, p. 78 — Influența tratamentului termic asupra structurii și proprietăților magnetice ale oțelului izotropic electrotehnic, p. 79 — Modificările incluziunilor cu conținut de metale de pămînturi rare la încălzirea și laminarea oțelului, p. 81 — Experiența îmbunătățirii preciziei prognozei și siguranței controlului proprietăților mecanice ale tablei groase laminate, p. 86 — Modelarea proceselor de recoacere și de sinterizare ale oțelului rapid din pulberi R6M5, p. 91 — Analiza proceselor de reproducție în siderurgie pe baza simulării prin imitație, p. 93 — Probleme organizatorice și economice de utilizare a produselor rezultate de la epurarea apelor și gazelor, p. 98 — Îmbunătățirea eficienței funcționării cuptoarelor de încălzire cu vatră pășitoare, p. 100 — Experiența exploatării recuperatorului metalic construit de Institutul metalurgic Dnepropetrovsk, p. 102 — Analiza funcționării instalațiilor de distribuție a aerului la amplasarea acestora în interiorul și în exteriorul clădirilor, p. 104 — Tratarea apelor de circulație cu săruri de amoniu pentru realizarea unor sisteme închise de răcire, p. 105 — Experiența utilizării tratamentului cu laser al pieselor utilajelor, p. 108.

Stimaţi cititori,

Pentru informarea lucrătorilor din uzinele cocsochimice precum şi din dorinţa de a veni în sprijinul celor care lucrează în noile unităţi care urmează să intre în funcţiune, ne propunem ca în revista „Metalurgia" să publicăm articole referitoare la unele fenomene tehnice ivite în exploatarea bateriilor de cocsificare cu tehnologia încărcării şarjei comprimate şi în vrac.

În acest scop, invităm specialiştii să publice articole care să ilustreze modul de rezolvare practică a unor probleme apărute în exploatarea bateriilor de cocsificare.

Aşteptăm scrisorile dumneavoastră pe adresa:

Bucureşti, str. Mendeleev, nr. 21—25 sectorul 1, pentru revista „Metalurgia"

Vă mulţumim,

Redacţia

Următoarele articole vor fi publicate în viitoarele numere ale revistei noastre:

1. **Emisia de gaze la uşile camerelor de cocsificare**
   Ing. NOVAC C. M.I.M.
   Ing. DASCĂLU P. IPROMET
2. **Spargerea piloţilor la încărcarea bateriilor de cocsificare cu tehnologia şarjei comprimate**
   Ing. NOVAC C. M.I.M.
   Ing. DASCĂLU P. IPROMET
3. **Deteriorarea bateriilor de cocsificare prin utilizarea cărbunilor cu presiune de cocsificare ridicată**
   Ing. ALBĂSTROIU P. ICEM
   Ing. NOVAC C. M.I.M.
4. **Blocarea piloţilor în camerele de cocsificare**
   Ing. NOVAC C. M.I.M.
   Ing. DASCĂLU P. IPROMET

Ing. C. Novac
M.I.M.
şi ing. P. Dascălu
IPROMET

Emisia de gaze la uşile camerelor de cocsificare

CZ: 662.74:662.764.2

Emisia de gaze la uşile camerelor de cocsificare, aspect întîlnit la unele uzine cocsochimice constituie un fenomen grav, atît prin poluarea mediului ambiant, cu consecinţe negative, în special, asupra lucrătorilor din exploatare, cît mai ales prin efectele tehnice care reprezintă preludiul soaterii din funcţiune a bateriilor de cocsificare.

În cele ce urmează, vor fi prezentate principalele cauze care duc la apariţia şi extinderea emisiei de gaze pe la uşi (numită şi gazarea uşilor), efectele tehnico-economice ale emisiei de gaze şi măsurile care se impun pentru eliminarea fenomenului respectiv.

Principalele cauze ale emisiei de gaze la uşile camerelor de cocsificare

Cauze de natură mecanică:

— Nerespectarea, de către uzinele constructoare a cotelor de proiect la execuţia uşilor, ramelor

și cuțitelor de etanșare, astfel încît la asamblarea acestora nu se realizează o etanșare perfectă, iar ușile nu pot fi interschimbabile de la o cameră la alta.

— Nerespectarea compoziției chimice și a caracteristicilor mecanice ale fontei utilizate la execuția ușilor și ramelor sau aplicarea unei tehnologii nesatisfăcătoare la turnare și detensionare, ceea ce duce la deformarea permanentă a ușilor și ramelor sau la apariția unor defecte de suprafață care împiedică obținerea unei etanșări normale a cuțitului pe ramă.

— Deteriorarea cuțitelor de etanșare prin ondulare sau crăpare, astfel încît nu se poate asigura o închidere etanșă a ușii pe ramă.

— Deteriorarea șuruburilor de strîngere a cuțitelor de etanșare prin rupere sau blocare, ceea ce face imposibilă reglarea corectă a cuțitelor.

— Deteriorarea prin fisurare sau chiar rupere a urechilor de înclemare a ușilor pe rame, astfel încît nu se mai poate realiza o așezare și o strîngere corectă a ușilor pe rame.

— Neasigurarea forței de strîngere a ușilor conform prescripțiilor de proiect, datorită deteriorării sistemelor de strîngere a ușilor sau dispozitivelor de pe mașini, situație care determină o strîngere defectuoasă cu consecințe negative asupra etanșării.

— Scoaterea din funcțiune, pe anumite perioade de timp, a dispozitivului de curățare mecanizată a ușilor și ramelor deoarece gudronul depus pe acestea cocsificîndu-se în straturi succesive, ușile nu mai pot fi fixate corect pe suprafețele ramelor, iar cuțitele nu mai pot asigura etanșarea, metal pe metal, necesară.

— Deteriorarea zidăriei refractare de protecție a părții metalice a ușilor prin spargerea și căderea unor cărămizi pe porțiuni mari, ceea ce duce la deformarea ușilor datorită supraîncălzirii locale și perturbarea circulației gazelor în cameră, în vecinătatea ușii, favorizînd scăpările prin neetanșeitățile existente.

Cauze de natură tehnologică :

— Neefectuarea unui control riguros la uși, cuțite și rame înainte de montarea acestora la camerele de cocsificare, în vederea depistării și remedierii eventualelor defecte și abateri din fabricație.

— Necurățarea ușilor și ramelor după fiecare descărcare pentru îndepărtarea depunerilor de gudron, astfel încît cuțitul să realizeze o bună etanșare pe întreaga suprafață a ramei.

— Nereglarea corespunzătoare și la timp a cuțitelor de etanșare, ceea ce favorizează scăpările de gaze, iar prin aprinderea acestora după încărcare se produc supraîncălziri puternice care duc la deformarea ușilor, cuțitelor și ramelor și, implicit, la amplificarea scăpărilor de gaze și arderilor.

— Poziționarea incorectă a ușilor pe rame ca urmare a curățării nesatisfăcătoare a pragurilor de cocsul rămas după descărcarea camerelor.

— Neînlocuirea la timp a ușilor cu defecțiuni neremediate la cuțitele de etanșare sau șuruburile de reglare a acestora.

— Neefectuarea la timp a lucrărilor de întreținere profilactică sau de refacere a căptușelii refractare de protecție a ușilor.

— Menținerea camerelor cu ușile deschise pe perioade lungi (15—30 min), ceea ce favorizează cocsificarea gudronului depus pe rame în straturi succesive, după fiecare descărcare, împiedicînd astfel așezarea corectă a cuțitului pe ramă.

— Încercările de stingere a flăcărilor cu apă care produce crăparea ușilor și a ramelor sau mărirea fisurilor existente.

Efectele tehnico-economice negative ale emisiei de gaze la ușile camerelor de cocsificare

Din experiența practică rezultă că emisia de gaze la ușile camerelor de cocsificare generează un complex de fenomene cu consecințe deosebit de grave.

Aceste fenomene constau, în principal, în distrugerea etanșării dintre capul peretelui și blindaj (fig. 1, și 2), decălirea arcurilor de la sistemul de ancoraj, alungirea tiranților transversali, deformarea coloanelor de ancoraj, deteriorarea ușilor, ramelor și blindajelor fiind provocate de aprinderea și arderea gazelor care scapă prin neetanșeitățile ușilor.

Datorită puterii calorice mari a gazului de cocs brut (cca 6000 kcal/Nm^3), arderea acestuia în zona ușilor dezvoltă o mare cantitate de căldură, ducînd la supraîncălzirea puternică a armăturilor metalice de la capul cuptorului.

Ca urmare, șnurul de azbest care asigură etanșeitatea rostului dintre ramă și blindaj și dintre acesta din urmă și zidăria peretelui este distrus într-un timp relativ scurt, amplificîndu-se astfel emisia de gaze și arderea acestora.

Flăcările formate deteriorează prin supraîncălzire arcurile de la tiranții transversali și pe cele de presare a blindajelor și măresc, peste limitele admise, săgețile de înconvoiere ale coloanelor de ancoraj, favorizînd astfel desprinderea și distrugerea blindajelor de pe capul pereților camerelor. Acest fenomen are ca urmare slăbirea zidăriei pereților, apariția de fisuri, mărirea rosturilor de înzidire, și, în final, dislocări de cărămizi care determină scoaterea din funcțiune a camerelor respective.

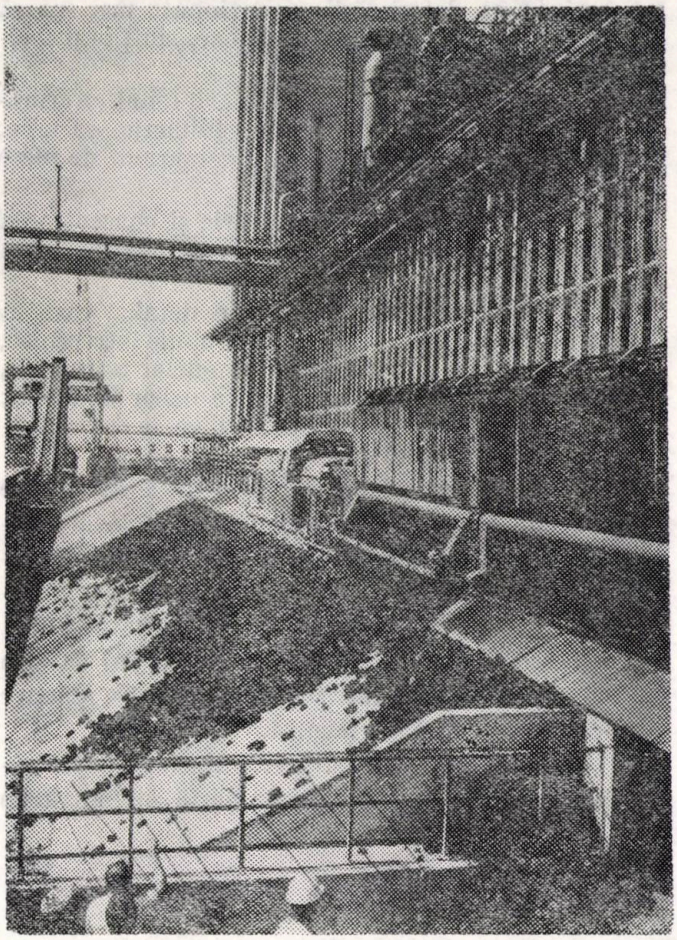


Fig. 1. Vederea laterală a unei baterii de cocsificare unde emisia de gaze este complet eliminată

aflate în ultima treime a perioadei de cocsificare, atunci cînd presiunea în barilet este sub limita prescrisă. Acesta duce la aprinderea cocsului situat în vecinătatea uşilor cu producerea unor supraincălziri locale puternice, cenuşa rezultată din arderea cocsului reacţionînd cu cărămizile de silica prin formare de eutectice cu punct de topire sub nivelul temperaturilor existente şi producînd, astfel, zgurificarea acestora.

Aceste zgurificări şi, îndeosbi, cele situate în partea inferioară a pereţilor şi pe vetre, constituie una din cauzele care favorizează blocarea cocsului în camere la descărcare.*

Intensitatea şi lungimea mare a flăcărilor produse în zona uşilor provoacă deformarea suporţilor de susţinere a colectoarelor de gaz brut (barilete) şi chiar deplasarea şi ondularea acestora, fenomen deosebit de periculos care poate duce la avarii foarte grave.

Repetarea fenomenului de gazare şi ardere la fiecare ciclu de cocsificare duce, în mod inevitabil, la amplificarea şi extinderea efectelor menţionate mai sus, afectînd după un timp scurt întreaga baterie de cocsificare.

Emisia de gaze la uşile camerelor de cocsificare constituie, în acelaşi timp, şi o pierdere economică importantă, cantitatea de gaz brut scăpată în atmosferă putînd depăşi 15% din totalul gazului produs.

Fără a se minimaliza această pierdere, trebuie subliniat, în mod deosebit, faptul că efectul negativ principal al emisiei şi arderii gazelor la uşile

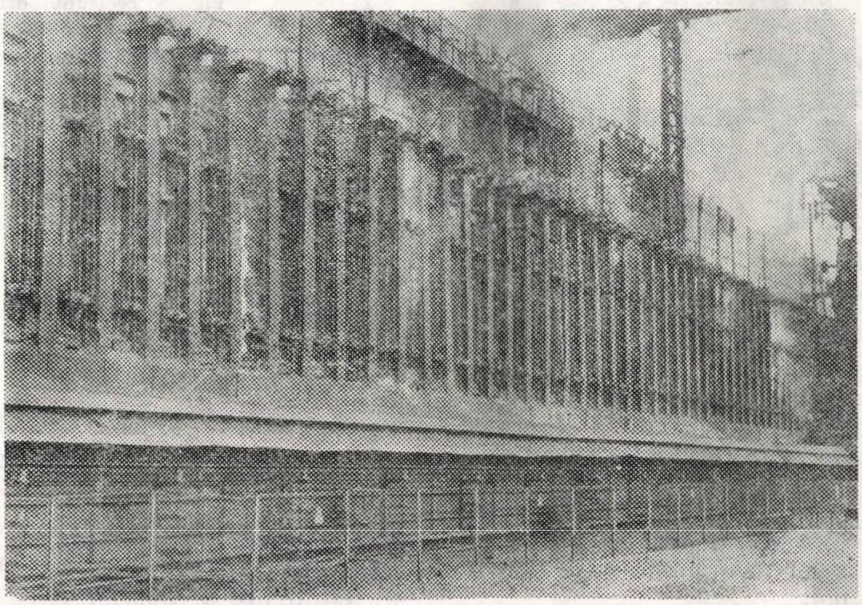


Fig 2. Vederea laterală a unei baterii cu emisia de gaze la uşile camerelor de cocsificare

Distrugerea elementelor de etanşare dintre blindaje şi zidărie şi dintre rame şi blindaje, în afară de faptul că amplifică emisia şi arderea gazelor, permite aspirarea aerului în camerele camerelor de cocsificare îl constituie scoaterea prematură din funcţiune a bateriei de cocsificare.

* Fenomenul blocării cocsului la descărcarea camerelor va fi analizat într-un articol viitor.

Principalele măsuri care se impun pentru evitarea emisiei de gaze la uşile camerelor de cocsificare

Pentru prevenirea emisiei de gaze la uşile camerelor de cocsificare se impun o serie de măsuri tehnice, atît înaintea punerii în funcţiune a bateriilor de cocsificare, cît şi după aceasta, pe întreaga durată de funcţionare a bateriilor.

În acest sens, este deosebit de important ca, înainte de montarea blindajelor, ramelor şi uşilor, să se efectueze, de către o echipă specializată, verificarea riguroasă a acestora pentru depistarea eventualelor abateri dimensionale sau defecte mai mari decît cele admise prin proiect (fig. 3).

După montarea uşilor, înainte de prima încărcare a camerelor cu şarjă, trebuie să se verifice cu spionul de 0,1 mm la fiecare uşă, pe întreg perimetrul, aşezarea corectă a cuţitelor de etanşare pe ramă, iar în cazul în care se constată abateri peste limitele admise şi după reglarea acestora cu şuruburile de strîngere, uşile respective vor fi înlocuite cu altele corespunzătoare.

După încărcarea cu şarjă a camerelor de cocsificare este obligatoriu ca o echipă specială să efectueze operaţia de reglare a cuţitelor pe rame, pînă la eliminarea completă a emisiilor de gaze.

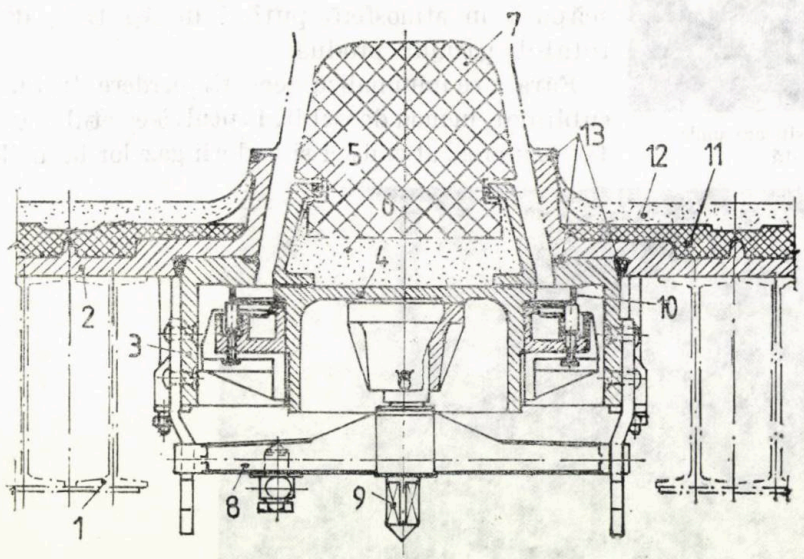


Fig. 3. Secţiune orizontală prin blindaj, ramă şi uşă:
1 — coloană de ancoraj; *2* — blindaj; *3* — ramă; *4* — corpul uşii; *5* — gheară postcărămidă; *6* — beton termoizolant; *7* — zidăria uşii; *8* — riglă; *9* — şurub de strîngere; *10* — cuţit de etanşare; *11* — beton refractar; *12* — subturnare pentru etanşare; *13* — şnur de azbest

În continuare, în timpul exploatării bateriilor de cocsificare, conducerile secţiilor de cocsificare trebuie să imprime o disciplină tehnologică fermă şi să asigure respectarea strictă a instrucţiunilor tehnologice de lucru, astfel încît să se evite apariţia cauzelor menţionate care duc la emisia de gaze la uşi.

La uzinele cocsochimice unde nu s-a acordat de la început atenţia cuvenită acestei probleme şi s-a permis ajungerea într-o situaţie de gazare intensă, cu frecvente arderi la uşi, măsurile care se impun pentru înlăturarea gazărilor şi revenirea la o stare normală de exploatare, înainte ca deteriorările menţionate mai sus să se agraveze şi să se generalizeze, sînt, în principal, următoarele:

— constatarea imediată a stării tehnice a armăturilor metalice (uşi, rame, blindaje, coloane, tiranţi, arcuri) şi stabilirea necesarului de piese care se impune a fi înlocuit;

— declararea stării de avarie şi concentrarea tuturor forţelor din uzină pentru remedierea situaţiei;

— elaborarea unui program detaliat care să cuprindă toate măsurile care trebuie întreprinse, în funcţie de gravitatea fenomenelor respective, şi anume, înlocuirea imediată a uşilor şi ramelor de la camerele cu gazări puternice, la care flăcările nu mai pot fi stăpînite;

— constituirea unor echipe de lăcătuşi care să recondiţioneze uşile înlocuite astfel încît acestea să poată fi refolosite;

— la camerele unde armăturile au fost reparate sau înlocuite, echipele specializate pentru reglarea uşilor trebuie să acţioneze ori de cîte ori este necesar pentru a elimina orice scăpare de gaze în fază incipientă.

Din practica exploatării bateriilor de cocsificare se desprinde concluzia certă că, în uzinele în care emisia de gaze la uşi este considerată ca stare de avarie gravă şi muncitorii sînt conştienţi că aceasta reprezintă preludiul distrugerii premature a bateriilor de cocsificare, adoptarea imediată şi fermă a unor măsuri corespunzătoare de eliminare a cauzelor care determină emisia de gaze şi remedierea la timp a defecţiunilor produse poate opri extinderea şi generalizarea fenomenelor, asigurînd o exploatare corectă şi o durată normală de funcţionare a bateriilor de cocsificare.

Dr. ing. E. Cazimirovici, ing. C. Georgescu
și ing. Lucia Dragomir Angelescu
Institutul Politehnic București

O nouă metodă de determinare a avansului la laminare

C.Z.: 1 621.771.06-114

Determinarea avansului la laminoarele continue și cu precădere la cele pentru benzi la cald și, în special, la rece este absolut necesară deoarece de valoarea acestui parametru al procesului de laminare depinde precizia reglării vitezelor pe caje, în conformitate cu legea continuității laminării [1]:

$$v_i = v_n \frac{F_n}{F_i} \frac{(S_h+1)_n}{(S_h+1)_i} \qquad (1)$$

în care:

— v_n, F_n și $(S_h + 1)$ sînt viteza, secțiunea transversală și coeficientul de avans la trecerea n;

— v_i, F_i și $(S_h + 1)_i$ — aceiași parametri la trecerea i.

Pentru determinarea avansului, literatura de specialitate [2] prezintă mai multe metode din care se pot menționa următoarele: metoda chernărelor, a fotocelulelor (sau fotorezistențelor) sau metoda tahogeneratoarelor, fiecare din aceste metode avînd anumite avantaje și dezavantaje în comparație cu celelalte.

Astfel, metoda chernărelor are o precizie bună, dar care depinde de precizia măsurării distanțelor dintre două amprente consecutive de pe cilindri și laminat. În același timp, metoda nu se pretează pentru laminarea la cald (amprentele prin oxidare pot dispărea) sau cu viteze ridicate (datorită microalunecărilor amprentele sînt teșite și întinse, micșorînd precizia măsurării distanței dintre amprente) și nu poate fi înregistrată valoarea avansului.

Metoda fotocelulelor este foarte precisă, se poate aplica atît la laminarea la cald cît și la rece, atît la viteze ridicate cît și la viteze mici de laminoare. De asemenea, valoarea avansului se poate înregistra oscilografic.

Această metodă dă, însă, numai valoarea avansului la începutul procesului de laminare, nesesizînd variația acestuia în timpul laminării.

Metoda tahogeneratoarelor se poate folosi, de asemenea, atît la laminarea la cald cît și la laminarea la rece, cu viteze într-un ecart de valori foarte mare, permițînd înregistrarea valorii și a variației avansului pe parcursul laminării, dar care are ca dezavantaj necesitatea etalonării semnalului înregistrat oscilografic cu ajutorul uneia din metodele prezentate mai sus.

Metoda care se propune în lucrare este superioară tuturor metodelor prezentate, prin următoarele caracteristici:

— se poate folosi la laminarea la cald și la rece, la viteze mari și mici de laminare;

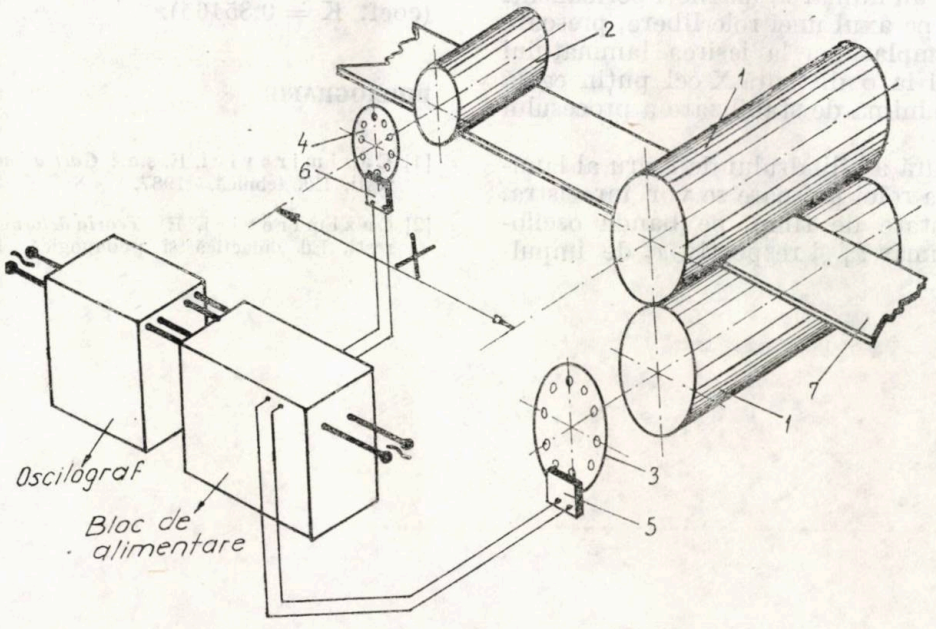


Fig. 1. Schema de principiu a dispoztiivului pentru determinarea și înregistrarea avansului la laminare:
1 — cilindrii de laminare; 2 — rolă presoare pe laminat; 3—4 — discuri cu magneți permanenți; 5—6 — traductori de cîmp magnetic; 7 — bandă laminată

— permite înregistrarea pe oscilograf a valorii avansului în orice moment al laminării; deci, se poate determina și variația avansului în timp;

— nu necesită etalonarea în prealabil a semnalului înregistrat.

Această metodă folosește principiului înregistrării unui impuls electric dat de un traductor de cîmp magnetic în momentul cînd prin dreptul acestuia se deplasează un magnet permanent.

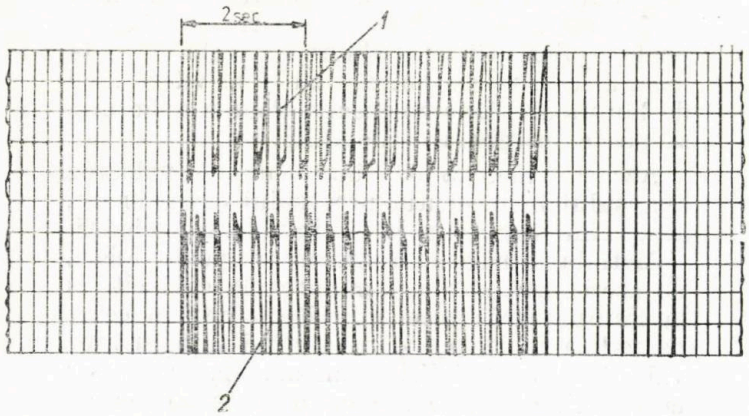


Fig. 2. Aspectul general al unei oscilograme:
1 — înregistrarea impulsurilor de la rola presoare; 2 — înregistrarea impulsurilor de la cilindrul de lucru al laminorului

Pentru determinarea avansului, s-a montat pe axul cilindrului de laminare un disc din textolit în care s-a implantat, la distanțe egale, un număr n_1 magneți permanenți (fig. 1). Un disc similar cu un număr n_r magneți permanenți a fost montat pe axul unei role libere, presoare pe laminat, amplasarea la ieșirea laminatului dintre cilindrii la o distanță X cel puțin egală cu lungimea minimă de stabilizare a procesului de laminare.

La fiecare tură a cilindrului de lucru al laminorului, cît și a rolei presoare se vor înregistra, în aceeași unitate de timp, pe banda oscilografului un număr x_1 și respectiv x_r de impulsuri care vor fi direct proporționale cu viteza periferică a cilindrului și respectiv cu viteza laminatului la ieșirea dintre cilindri (fig. 2).

Valoarea avansului în orice moment al procesului de laminare se determină în funcție de valorile x_1 și x_r, obținute de pe oscilogramă la timpul considerat, folosindu-se relația:

$$S_h = K \cdot \frac{x_r}{x_1} - 1 \qquad (2)$$

în care:

K este o constantă constructivă a instalației a cărei valoare se determină în funcție de diametrul cilindrilor de lucru;

D — diametrul rolei presoare d și numărul magneților implantați pe cele două discuri (n_l și n_r)

$$K = \frac{d}{D} \cdot \frac{n_l}{n_r} \qquad (3)$$

Pentru mărirea preciziei de determinare a avansului se recomandă ca intervalul de timp pentru care se stabilește numărul impulsurilor x_1 și x_r să fie cît mai mare. Astfel, în condiții de laborator s-a putut determina o valoare a avansului de numai 0,5% pentru un interval de timp al înregistrării oscilografice de șase s în care s-a obținut un număr de 17 impulsuri de la traductorul de pe cilindru și de 20 de impulsuri de la traductorul de pe rola presoare (coef. K = 0,85465).

BIBLIOGRAFIE

[1] Cazimirovici, E. ș.a.: *Cartea laminoristului*. București, Ed. tehnică, 1987.

[2] Cazimirovici, E.: *Teoria deformării plastice*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1981.

Dr. ing. Pârvu G., ing. Tillman C.,
dr. fiz. Poşircă I, ing. Winckelbauer C.
şi dr. fiz. Nistor R.
ICEM

Oxidarea barelor din zircaloy la tratament termic

CZ: 621.785.66.056.9

Cercetările au avut drept scop determinarea capacităţii de protecţie împotriva oxidării suprafeţelor barelor din zircaloy la tratament termic în diverse atmosfere de protecţie, fiind cunoscut faptul că zirconiul este activ chimic faţă de vaporii de apă, azot şi hidrogen.

Metoda experimentală

Pentru experimentări s-au utilizat probe din bară de zircaloy cu suprafaţă prelucrată pînă la luciu metalic, fără urme de oxidare.

Tratamentul termic s-a executat în cuptor de laborator, conform diagramei din figura 1.

Tipurile de atmosferă utilizate au fost:

varianta 1 — fără atmosferă de protecţie (aer);

varianta 2 — argon industrial cu aproximativ 500 ppm O_2;

varianta 3 — vid preliminar, de 10^{-3} torr;

varianta 4 — vid înaintat, de 10^{-6} torr.

Pentru determinarea nivelului de oxidare a probelor tratate termic, s-au analizat prin difracţie de raze X natura oxidului de la suprafaţa probei şi grosimea stratului oxidat.

S-a utilizat radiaţia CuKα ($\lambda = 1{,}537$ Å) pentru trasarea diagramelor de difracţie. Au fost identificate liniile zirconiului şi ale oxidului de zirconiu pentru distanţele interplanare d corespunzătoare planelor de reflexie ale zirconiului prezentate în tabelul 1.

Pentru determinarea grosimii stratului de oxid de zirconiu (ZrO_2) s-a avut în vedere stabilirea intensităţii liniilor de difracţie pe probe oxidate şi neoxidate (probă etalon).

Calculul grosimii stratului de ZrO_2 s-a efectuat folosind relaţia:

$$I = I_0 e^{-\frac{2\mu x}{\sin\theta}} \qquad (1)$$

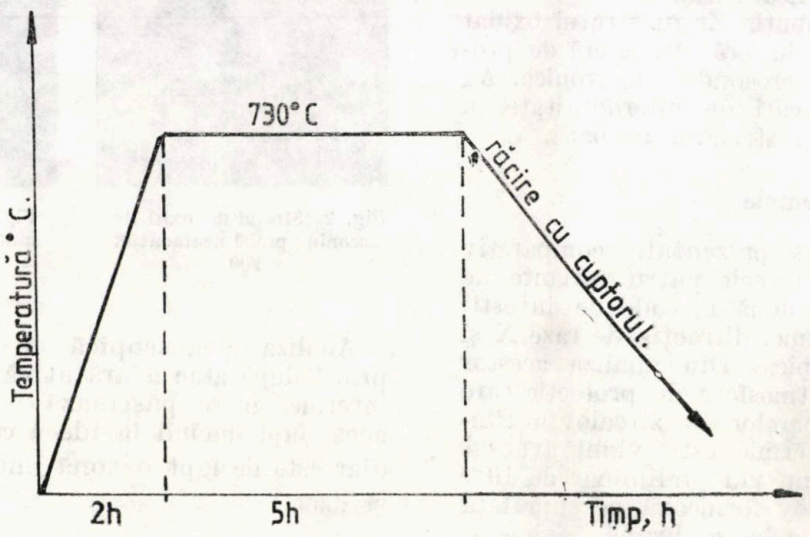


Fig. 1. Diagrama de tratament termic de recoacere aplicat probelor din zircaloy

Tabelul 1

Distanţele interplanare, pentru principalele plane cristalografice ale zirconiului şi oxidului de zirconiu, utilizate în analiză

Caracteristica	Zr				ZrO_2		
Distanţa interplanară d, Å	2,770	2,566	2,440	1,880	1,606	2,340	2,01
Planul cristalografic (hkl)	(100)	(200)	(101)	(102)	(110)	(210)	(220)

Tabelul 2

Rezultatele obținute privind nivelul de oxidare în diferite variante de tratament termic

Varianta de tratament	Aspectul suprafeței	Natura oxidului	Grosimea stratului determinat prin RX, μm	Grosimea stratului determinat metalografic, μm
aer	brun cu pete negre	ZrO_2	neanalizat	10—15
argon industrial	negru	ZrO_2	12,21	10
vid 10^{-3} torr	brun	neidentificat	3,5	Nu s-a pus în evidență
vid 10^{-6} torr	luciu metalic	—	0	0

unde :

I este intensitatea difractată de proba oxidată ;
I_0 — intensitatea difractată de proba etalon (fără oxid) ;
μ — coeficientul liniar de absorbție ;
x — grosimea stratului de oxid ;
θ — unghiul de reflexie.

Rezultă :

$$x = -\frac{\sin\theta}{2\mu}\ln\frac{I}{I_0} \qquad (2)$$

Probele obținute în cele patru variante au fost pregătite metalografic și analizate la microscopul optic în stare neatacată.

S-a analizat distribuția Zr în stratul oxidat la proba tratată termic fără atmosferă de protecție cu ajutorul microsondei electronice. Au fost executate încercări de microduritate în stratul de oxid și în materialul de bază.

Rezultate experimentale

În tabelul 2 sînt prezentate comparativ rezultatele obținute în cele patru variante de tratament prin cele două metode de investigație folosite, și anume, difracția de raze X și examinare microscopică. Din analiza acestor rezultate reiese că atmosfera de protecție care împiedică oxidarea barelor din zircaloy în timpul tratamentului termic este vidul avansat 10^{-6} torr. Folosind un vid preliminar de 10^{-3} torr proba de zircaloy formează pe suprafață un strat de oxid de culoare brună, avînd o grosime de 3,5 μm determinată prin difracție de raze X.

Azotul industrial și aerul duc la obținerea unui strat de oxid de zirconiu (ZrO_2), pus în evidență cu ajutorul difracției de raze X cu grosimi cuprinse între 10 și 15 μm.

Aspectul stratului de oxid determinat metalografic pentru probele tratate în argon industrial și distribuția zirconiului în stratul de oxid sînt prezentate în figurile 2 și 3. Se observă un strat de aproximativ 10 μm de culoare albă, situat între stratul de oxid și materialul de bază. În zona stratului intermediar (alb) nu a fost sesizată o scădere a conținutului de zirconiu la analiza efectuată pe microsondă, așa cum se observă în zona oxidului. Microduritatea în stratul intermediar este mult mai mare decît în masa de bară, 462 μHV față de 188 μHV, fiind sensibil mai apropiată de valoarea obținută pe stratul de oxid, și anume, 538 μHV.

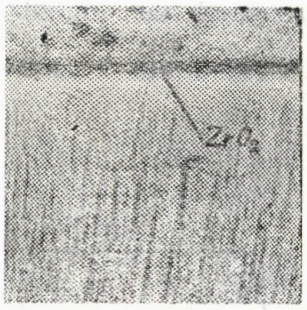


Fig. 2. Stratul de oxid de zirconiu ; probă neatacată ; x 200

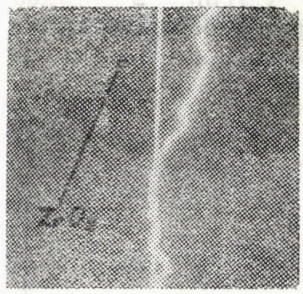


Fig. 3. Distribuția zirconiului în stratul de oxid

Analiza microscopică efectuată pe aceeași probă după atac a arătat că în zona stratului intermediar se păstrează matricea cristalină, acest fapt ducînd la ideea că stratul intermediar este de fapt o zonă îmbogățită în oxigen și azot.

Tabelul 3

Valorile microdurității în stratul de oxid și în materialul de bază

Zona de măsurare	Duritatea, μHV				
	Valori determinate				Media
miez	220	193	181	162	188
strat intermediar	459	413	464	514	462
oxid	557	557	511	527	538

Concluzii

Pe baza rezultatelor experimentale, obținute în urma tratamentului termic efectuat asupra probelor din zircaloy, folosind patru tipuri de atmosfere de protecție, s-a putut evidenția influența acestora asupra gradului de oxidare.

Astfel, tratamentul efectuat în aer și în argon industrial duce la obținerea unui strat de oxid de aproximativ 10 μm. Sub stratul de oxid se obține un strat de aproximativ 10 — 15 μm, alb (îmbogățit în azot și oxigen) cu o duritate ridicată (462 μHV) față de duritatea materialului de bază (188 μHV).

Folosirea unui vid preliminar (10^{-3} torr) are ca efect obținerea unui strat de oxid cu o grosime de aproximativ 3 μm.

Vidul înaintat (10^{-6} torr) duce la o protecție totală împotriva oxidării în timpul tratamentului termic.

BIBLIOGRAFIE

[1] Colin, J. Smithells. Metals Reference Book. Londra, Ed. Buttorworth, 1976.

[2] * * * Metals Handbook, vol. 1 — American Society of Metals, Metals Park, Ohio.

[3] Gruzin, P. L. și Rodin, A. M. In: Fizica Metallov i Metallovedenie, U.R.S.S; 1970, tom 30, nr. 1, p. 35.

[4] Mirkin: *Sprovcinik po Rentgenstrukturnomu Analizu*, Moscova, 1983

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 4, 1988

Îmbunătățirea eficienței producției și a calității peletelor în secția de peletizare a OEMK, p. 7 — Perfecționarea regimului de prăjire a peletelor de minereuri și cărbune, p. 8 — Comportarea zincului în procesul de aglomerare, p. 12 — Studierea reacției fazei solide de formare a fosfatului de calciu în cadrul procesului metalurgic, p. 17 — Influența acțiunilor exterioare asupra metalului lichid și asupra metalului care se cristalizează, p. 21 — Procesele de solidificare și creșterea omogenității lingourilor de oțel calmat, p. 27 — Îmbunătățirea tehnologiei de fabricație a lingourilor mari, p. 31 — Particularitățile cristalizării straturilor superficiale ale lingourilor, p. 34 — Influența masei maselotei asupra calității lingourilor alungite, p. 37 — Îmbunătățirea calității lingourilor forjate de 13 t prin mărirea dirijării solidificării acestora, p. 38 — Influența factorilor tehnologici asupra calității semifabricatelor pentru profiluri din oțel carbon A20, p. 40 — Elaborarea oțelului semicalmat pentru tablă subțire laminată la rece, p. 41 — Proprietățile mecanice ale oțelului 09G2S și SV08GS, elaborat în cuptoarele Martin cu suflare în adîncime p. 44 — Utilizarea închizătoarelor rotative în oalele de turnare a oțelul i, p. 45 — Produse din producția de silicomangan — înlocuitori eficienți ai metalului și cimentului și ai materialelor refractare, p. 47 — Sistem de răcire a cilindrilor cajelor finisoare de la laminorul continuu pentru benzi late, p. 49 — Urmărirea automată a metalului și comanda regimului de viteză mare al linici de laminare fără sfîrșit, p 52 — Asimilarea laminării oțelurilor aliate pe caja degrosisoare reversibilă cu doi cilindri a laminorului de profile — sîrmă, p. 56 — Perfecționarea schemelor tehnologice de elaborare a oțelului calibrat, p. 58 — Mărirea capacității portante a oțelului cornier laminat la cald, p. 63 — Dependența proprietăților plastice ale profilurilor îndoite față de parametrii geometrici ai acestora și de proprietățile metalului inițial, p. 66 — Laminarea țevilor de tubaj și de extracție cu toleranțe garantate în funcție de masă, p. 68 — Sistem automat de comandă a diferenței de grosimi transversale ale pereților la strunjirea țevilor, p. 75 — Sîrmă laminată bimetalică și sîrmă trefilată cu rezistență înaltă și rezistență la coroziune, p. 77 — Influența factorilor tehnologici de bază ai producției asupra durabilității cablurilor de ferăstrău, p. 79 — Căi de intensificare a tehnologiei de durificare a laminatelor, p. 82 — Oțeluri de înaltă rezistență cu conținut mic de perlită și rezistență la frig pentru conducte de gaze magistrale, p. 86 — Îmbunătățirea calității profilurilor mijlocii pentru beton durificate termic prin revenire, p. 89 — Cercetarea rezistenței la coroziune și la uzură a oțelurilor pulverulente pentru scule, p. 94 — Justificarea normelor de amortizare și a normativelor pentru repararea agregatelor metalurgice principale, p. 97 — Problemele metodice ale justificării rezervelor de producție în întreprinderile de piese metalice, p. 102 — Perfecționarea funcționării cuptoarelor adînci de încălzire pe baza tehnologiei fără deșeuri de îndepărtare a zgurei, p. 105 — Îmbunătățirea tirajului la cuptoarele Martin, p. 108 — Comportarea catalizatorului în procesul de conversie ciclică a gazelor naturale, p. 109.

Obiective ale cercetărilor pentru fabricația cilindrilor de laminor din oțel forjat; orientări și tehnologii abordate

Prof. dr. ing. T. Dumitrescu
Universitatea din Galați

CZ :621.771.07

Cilindrii de lucru și de sprijin ai laminoarelor de benzi și table groase sînt piese supuse la solicitări termice și la solicitări mecanice complexe, cu intensități mari și variabile.

Ca urmare, în secțiunea acestor piese, de preferință în straturile marginale, iau naștere tensiuni interne ale căror valori pot depăși rezistența de rupere la tracțiune a oțelurilor din care sînt executate. În această situație, se formează fisuri care provoacă ruperea cilindrilor, cu dezvoltare rapidă sau lentă. Ruperea, ca proces de distrugere a cilindrilor, intervine la începutul campaniei de lucru, atunci cînd tensiunile provocate de eforturile de lucru se suprapun peste tensiunile rezultate din procesul de tratament termic final, sau la diametrul minim de utilizare, ca urmare a tensiunilor din exploatare. Între aceste extreme sînt posibile ruperi.

Pentru a elimina ruperile sau cel puțin pentru a le diminua, este necesar a menține la minimum valorile tensiunilor din fabricație, fiind recomandabil ca oțelurile din care sînt executați cilindrii să întrunească o asociație de valori ridicate de rezistență și de plasticitate, pe cît este posibil egale în toate direcțiile. Cu alte cuvinte, este necesar ca cilindrii să fie în final, în măsura posibilităților, izotropi. Acest obiectiv se poate realiza, așa cum se va arăta, prin utilizarea de oțeluri cu puritate avansată.

Cauza curentă a ieșirii cilindrilor de laminor din exploatare este uzura. Se distinge uzura normală, de natură abrazivă, provocată de frecarea uscată dintre cilindri și produsul laminat, în condiții de temperatură, cu valori determinate de procesul de frecare, cum este în cazul laminării la rece, sau, în principal, de căldura pe care o are semifabricatul care se laminează, a cărui temperatură variază între 1 100 și 1 250° C.

Se remarcă faptul că procesul de frecare, respectiv uzura, este intensificat de bombarea cilindrilor ca urmare a creșterii temperaturii cilindrilor. Rezistența la uzură a cilindrilor este consecința directă a microstructurii și a durității în stratul superficial, parametri care pot fi influențați prin gradul de aliere a oțelului, prin conținutul de carbon și prin tratamentele termice finale. Severitatea tratamentului de călire, pentru a obține în urma revenirii cei doi parametri la nivelul dorit, depinde direct de puritatea micro- și macrostructurală a oțelurilor, respectiv a pieselor. Cu alte cuvinte, o piesă cu secțiunea mare poate fi călită energic fără risc de fisurare sau crăpare atunci cînd oțelul din care este executată are o puritate avansată și atunci cînd procesul de răcire este judicios ales.

Foarte frecvent, grosimea stratului activ al cilindrilor se micșorează brusc ca urmare a exfolierilor unor porțiuni din crustă, mai mari sau mai mici. Apariția acestor exfolieri provoacă scoaterea cilindrilor din exploatare și, pentru a-i refolosi, este necesar să se rectifice tăblia cilindrilor pînă la dispariția oricărei urme de exfoliere, ceea ce echivalează, în unele cazuri, cu micșorare sensibilă a diametrului cilindrilor, respectiv cu o uzură accelerată.

Exfolierile sînt favorizate de existența unor concentratori de tensiuni, care, în mod obișnuit, sînt incluziuni nemetalice, sulfuri de mangan, silicați sau oxizi.

Deci, încă un argument care pledează pentru utilizarea, la fabricarea cilindrilor, a unor oțeluri cu puritate cît mai mare.

Din motivele prezentate, cercetările desfășurate au ca obiectiv principal obținerea de oțeluri cu puritate chimică, microstructurală și macrostructurală cît mai avansată.

În unele cercetări anterioare, efectuate pentru realizarea unor piese de performanță, s-a demonstrat influența puternică a purității oțelului, puritate chimică, microstructurală și macrostructurală, asupra izotropiei oțelului și a semifabricatelor sau pieselor [1].

Experimentările au fost efectuate pe semifabricate cu diametre pînă la 320 mm, executate prin forjare din lingouri de 4,8 t, turnate din oțeluri 34MoCrN15X, elaborate în cuptor electric cu arc cu capacitatea de 10 tone.

Oțelurile elaborate au avut un conținut de oxigen mai mic de 50 ppm și un conținut de sulf de maximum 0,005%.

Ca termen de comparație au fost luate oțeluri din fabricația curentă, care au avut sulful la nivelul de 0,018 — 0,025%, fosforul la nivelul 0,015 — 0,025 și oxigenul între limitele 70 și 120 ppm.

În figura 1, se arată curbele de variație a frecvenței valorilor alungirii la rupere, ale gîtuirii la rupere și ale rezilienței, în direcție longitudinală și transversală față de direcția de deformare plastică, pentru oțeluri tratate termic în condiții care să asigure valori ale rezistenței la rupere cuprinse între limitele 795 și 955 N/mm².

Se constată că valorile alungirii în direcţie transversală se suprapun pe valorile alungirii în direcţie longitudinală în cazul oţelurilor pure, că oţelurile cu conţinuturi obişnuite de sulf şi fosfor au valori diferenţiate în cele două direcţii considerate şi că, în plus, valorile în direcţie longitudinală sînt practic similare cu cele obţinute pentru oţelurile pure în direcţie transversală.

Gîtuirea la rupere, o proprietate foarte sensibilă la puritate, reflectă foarte bine importanţa desulfurării şi dezoxidării avansate. Izotropia oţelurilor pure este tot atît de evidentă ca şi anizotropia oţelurilor obişnuite.

Anizotropia oţelului de puritate obişnuită şi izotropia oţelului cu puritate mare sînt puse în evidenţă foarte clar şi de valorile rezilienţei.

Pe baza acestei experienţe, asimilată şi aplicată în producţia curentă cu rezultate reproductibile, se prevede realizarea în cuptoare de 50 tone, a oţelurilor cu un conţinut de sulf de max. 0,007%, de oxigen de max. 60 p pm şi de fosfor de max. 0,013%, pentru cilindri de laminor.

Rezultatele obţinute într-o primă perioadă de experimentări sînt încurajatoare şi ceea ce este important, indică orientarea pentru atingerea unor niveluri minime pentru conţinutul în aceste elemente, unanim recunoscute ca nocive.

Pentru cilindrii care au fost experimentaţi, s-au utilizat lingouri relativ mari, a căror masă maximă atinge 80 de tone.

O problemă importantă a lingourilor în general, şi îndeosebi a lingourilor mari, o constituie segregaţia majoră, pe secţiune şi pe înălţime, segregaţia în $\wedge$, segregaţia în V şi cea inversă. Aspectele negative ale segregaţiei majore se manifestă în neuniformitatea proprietăţilor în secţiune şi sînt grave atunci cînd deformarea plastică nu poate fi realizată cu un coroiaj convenabil sau, îndeosebi, atunci cînd deformarea plastică alterează coaxialitatea segregaţiei în semifabricate.

În figura 2 se ilustrează segregaţia majoră într-un lingou cu masa de 10 tone. Se constată că segregaţia majoră este evidentă, chiar la acest lingou relativ mic, şi că este foarte bine diferenţiată.

Segregaţia majoră este un proces natural de solidificare, de înaintarea frontului de solidificare de la pereţi către axul lingoului şi de la picior către capul lingoului, precum şi de formare a unor curenţi de lichid impurificat din zona maselotei către piciorul lingoului.

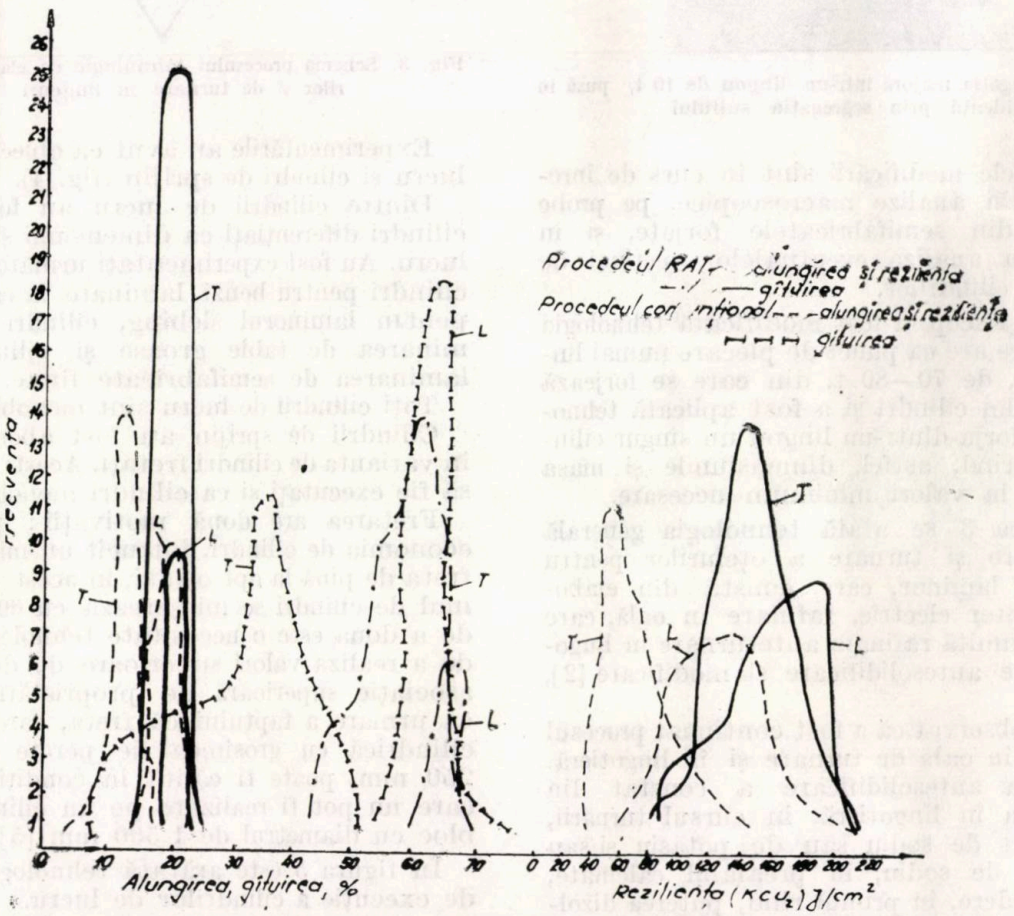


Fig. 1. Distribuţia valorilor alungirii, gîtuirii şi rezilienţei obţinute pe oţel 34MoCrN15X călit şi revenit pentru $\sigma_r = 795-955$ N/mm²

Pentru diminuarea segregației majore în lingourile experimentale, s-a încercat schimbarea tendinței naturale de solidificare, prin introducerea de germeni de cristalizare forțată. Deci, s-a urmărit modificarea oțelului.

Fig. 2. Segregația majoră într-un lingou de 10 t, pusă în evidență prin segregația sulfului

Rezultatele modificării sînt în curs de înregistrare prin analize macroscopice, pe probe prelevate din semifabricatele forjate, și în viitor, prin analiza eventualelor secțiuni de rupere ale cilindrilor.

În același scop, a fost modificată tehnologia curentă care are ca punct de plecare numai lingouri mari, de 70—80 t, din care se forjează minimum doi cilindri și a fost aplicată tehnologia de a forja dintr-un lingou un singur cilindru, micșorînd, astfel, dimensiunile și masa lingourilor la valori minimum necesare.

În figura 3 se arată tehnologia generală de elaborare și turnare a oțelurilor pentru cilindri de laminor, care constă din elaborare în cuptor electric, rafinare în oală, care a fost denumită rafinare anteturnare în lingouri, rafinare antesolidificare și modificare [2], [3], [4].

Este de observat că a fost continuat procesul metalurgic în oala de turnare și în lingotieră.

Rafinarea antesolidificare a constat din introducerea în lingotieră, în cursul turnării, de carbonat de sodiu sau de potasiu și/sau de clorură de sodiu, în prealabil calcinate, avînd în vedere, în primul rînd, puterea dizolvantă a acestor săruri, la temperaturi de ordinul 1 500 — 1 600° C, față de impuritățile și incluziunile exogene și endogene. În plus, vaporizarea acestor săruri constituie o protecție foarte bună contra oxidării jetului de oțel.

Este de remarcat că atît rafinarea anteturnare cît și modificarea oțelului nu implică intervenții directe în timpul evacuării oțelului din oală și nici intervenții ulterioare umplerii oalei de turnare, intervenții care, în general, provoacă micșorarea temperaturii oțelului. Pentru aplicare nu sînt necesare oale sau instalații suplimentare față de cele existente în tehnica curentă de elaborare și turnare.

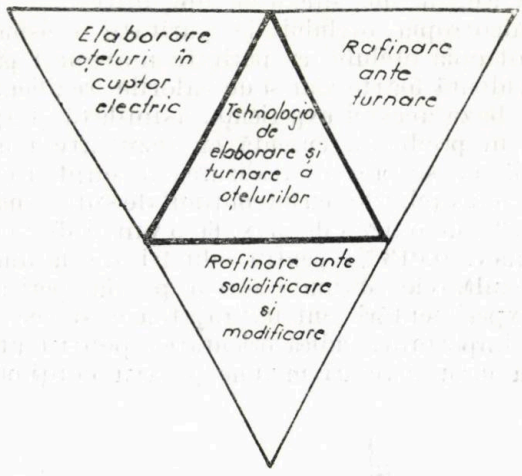


Fig. 3. Schema procesului tehnologic de elaborare a oțelurilor și de turnare în lingouri

Experimentările au avut ca obiect cilindri de lucru și cilindri de sprijin (fig. 4).

Dintre cilindrii de lucru au fost abordați cilindri diferențiați ca dimensiuni și condiții de lucru. Au fost experimentați următorii cilindri: cilindri pentru benzi laminate la cald, cilindri pentru laminorul slebing, cilindri pentru laminarea de table groase și cilindri pentru laminarea de semifabricate finite.

Toți cilindrii de lucru sînt monobloc.

Cilindrii de sprijin au fost abordați numai în varianta de cilindri fretați. Acești cilindri pot să fie executați și ca cilindri monobloc.

Fretarea are două motivații: prima este economia de cilindri, întrucît un miez se poate freta de pînă la opt ori, și, în acest caz, consumul de cilindri se micșorează cu 60%, iar cea de a doua este o necesitate tehnologică, aceea de a realiza valori superioare de duritate și o asociație superioară de proprietăți mecanice ca urmare a faptului că freta, care este piesă cilindrică cu grosimea de perete de 200 — 250 mm, poate fi călită în condiții de răcire care nu pot fi realizate pe un cilindru monobloc cu diametrul de 1 500 mm [5], [6].

În figura 5 este arătată tehnologia generală de execuție a cilindrilor de lucru.

Aceasta constă din următoarele faze tehnologice: elaborarea oțelului și turnarea lingou-

rilor, forjarea semifabricatelor, tratamentele termice primare, prelucrările mecanice de eboșare și luarea de probe, controlul cu ultrasunete, tratamentele termice secundare, controlul cu ultrasunete, determinările de proprietăți mecanice și de microstructuri.

În figura 6 este prezentat lanțul tehnologic pentru realizarea cilindrilor fretați. Acest lanț are patru verigi importante : tehnologia metalurgică și mecanică, implicit controlul cu ultrasunete de execuție a miezurilor ; tehnologia metalurgică și mecanică de execuție a fretelor, inclusiv controlul cu ultrasunete ; prelucrări mecanice de finisare a miezurilor și a fretelor. Ultima verigă tehnologică este fretarea.

În figura 7 este arătată tehnologia generală de realizare a fretelor. Există următoarele faze tehnologice : elaborarea și turnarea oțelurilor în lingouri, refularea și găurirea, forjarea pe dorn, tratamentele termice primare, prelucrările eboș și controlul cu ultrasunete, tratamentele termice finale și controlul cu ultrasunete.

Cu privire la forjarea semifabricatelor, se menționează că în cursul experimentărilor au fost urmărite următoarele obiective : realizarea fiecărui cilindru dintr-un lingou ; atingerea unui coroiaj de 3 — 4 ; conducerea procesului de deformare în așa fel încît să se asigure o granulație fină, renunțîndu-se eventual la tratamentul de normalizare pentru regenerarea granulației care, aplicat în condițiile actuale de răcire, nu are nici un efect.

O problemă foarte importantă este tratamentul termic final.

În practica actuală se aplică, fie un tratament de normalizare urmat de revenire relativ

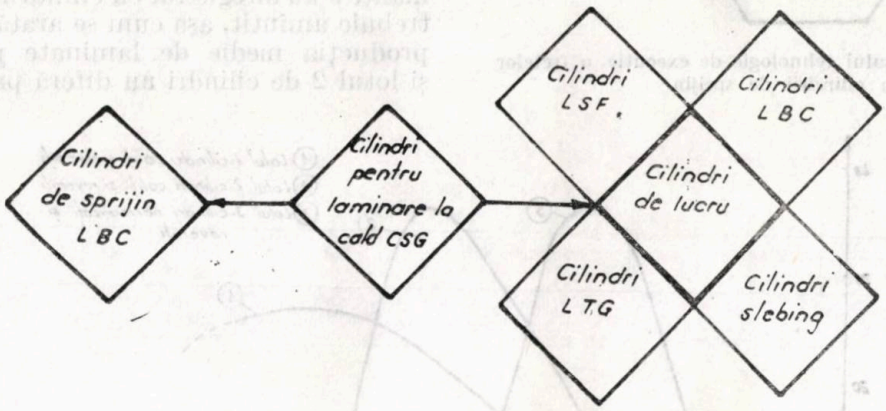


Fig. 4. Cilindrii de lucru și de sprijin pentru laminarea la cald a benzilor și tablelor care au făcut obiectul cercetărilor

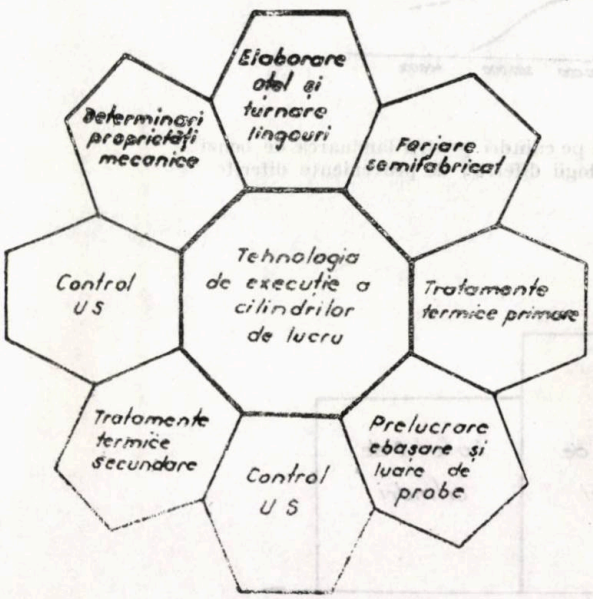


Fig. 5. Schema procesului tehnologic de execuție a cilindrilor de lucru pentru laminarea la cald a benzilor și tablelor

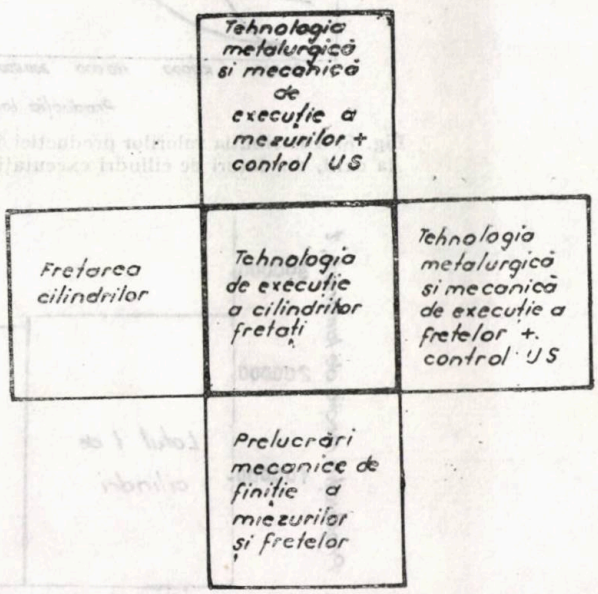


Fig. 6. Schema procesului tehnologic de execuție a cilindrilor de sprijin fretați

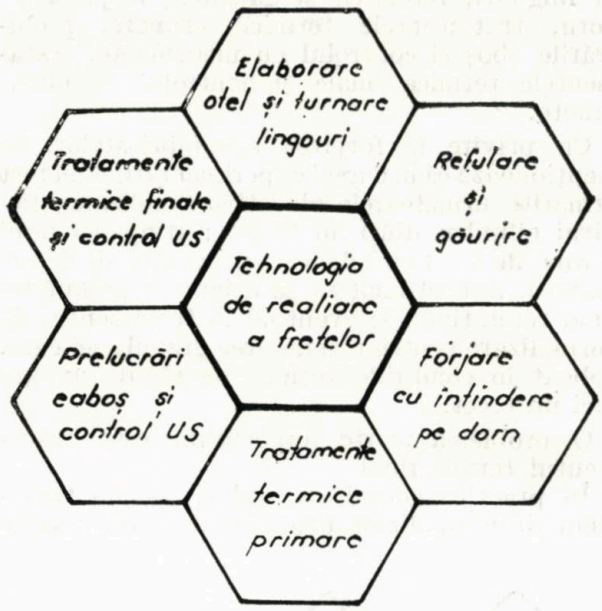


Fig. 7. Schema procesului tehnologic de execuţie a fretelor pentru cilindrii de sprijin

joasă, care realizează îndeosebi valorile prescrise pentru duritatea superficială, fie un tratament de călire şi revenire înaltă, în scopul obţinerii unor proprietăţi mecanice superioare, atît la suprafaţă cît şi în miezul cilindrilor.

Exploatarea demonstrează că tratamentul termic de călire şi revenire înaltă este absolut necesar (fig. 8). Tot în figura 8 sînt prezentate curbele de variaţie a frecvenţei cu care s-a atins un anumit nivel de producţie de laminate pentru cilindrii cu provenienţe diferite. Curba 1 se referă la un lot de 71 de cilindri din import, călîţi şi reveniţi, curba 2 se referă la un lot de 63 de cilindri, de asemenea din import, iar curba 3 se referă la un lot de 155 de cilindri cu tratament de normalizare plus revenire.

Comportarea diferită a acestor cilindri este evidentă fiind consecinţa, mai ales, a deosebirilor existente între tehnologiile generale de execuţie a cilindrilor. Cele mai bune performanţe s-au înregistrat cu cilindrii din lotul 1, dar trebuie amintit, aşa cum se arată în figura 9, că producţia medie de laminate pentru lotul 1 şi lotul 2 de cilindri nu diferă prea mult, deoa-

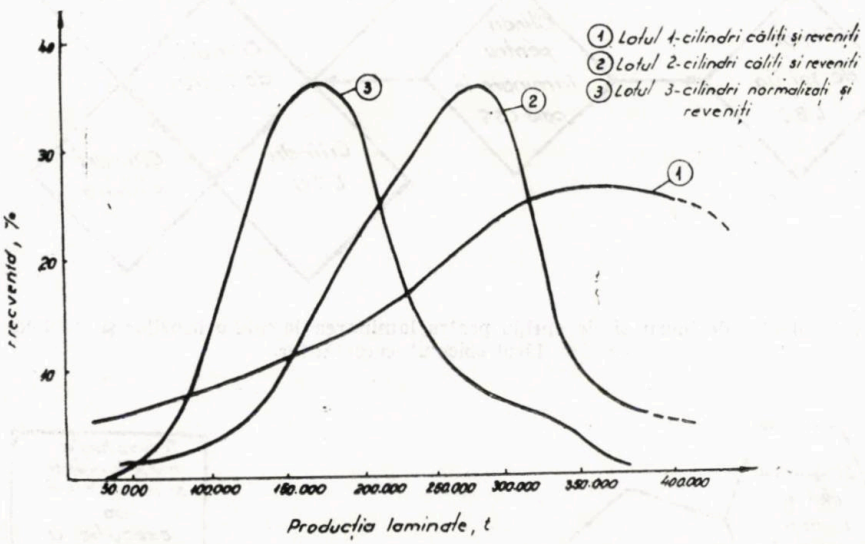


Fig. 8. Distribuţia valorilor producţiei de laminate pe cilindri pentru laminarea de benzi la cald, din loturi de cilindri executaţi cu tehnologii diferite, de provenienţe diferite

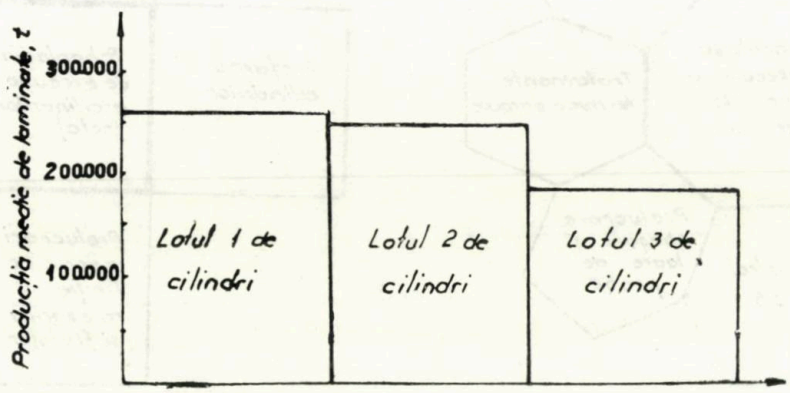


Fig. 9. Producţia medie de laminate a cilindrilor pentru laminarea de benzi la cald aparţinînd loturilor analizate în figura precedentă

rece cilindrii din lotul 1, cu cea mai mare duritate și cu cea mai mare rezistență la uzură, au prezentat ruperi frecvente, în timp ce nici un cilindru din loturile 2 și 3 nu s-a rupt. În schimb, la toți cilindrii s-au înregistrat numeroase exfolieri.

Pentru evitarea ruperilor în exploatare, este absolut necesar ca tratamentul termic final să asigure tensiuni interne uniforme și cu intensități minime.

Pentru realizarea acestui deziderat, este necesar ca alegerea mediului de răcire, a procedeului și a utilajului de răcire să se facă cu discernămînt. Procedeul de răcire prin imersare în ulei sau în mediu sintetic, cu cilindrul în poziție verticală și, îndeosebi, în poziție orizontală, este apreciat ca fiind necorespunzător.

Pentru a realiza tratamentul termic de călire a cilindrilor a fost proiectată o instalație specializată în care cilindrul în poziție orizontală, în mișcare de rotație, este răcit cu aer suflat, în ceață sau prin stropire, diferențiat pe tăblie și pe fusuri.

Unii din cilindrii experimentați, normalizați sau călîți, în condițiile existente în prezent, au fost introduși în exploatare urmînd ca la ieșirea din exploatare să se facă toate determinările posibile, microstructurale, macrostructurale și de variație a durității în adîncime. Comportarea acestor cilindri este urmărită periodic.

Rezultatele obținute pînă în prezent la cilindrii care se află în exploatare sînt încurajatoare.

BIBLIOGRAFIE

[1] Dumitrescu, T.: *Recherches sur l'influence de la pureté sur les caractéristiques de plasticité, de tenacité des aciers et sur l'isotropie.* Analele Universității din Galați, fascicula IX, anul I (VI), 1983, p. 21—28. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 4, 1982, p. 161—165.

[2] Dumitrescu, T. și Turceanu, M.: *Procedeu de rafinare a oțelului anteturnare.* Brevet R.S.R., nr. 76.646, 1981.

[3] Dumitrescu, T.: *Aliaj pentru rafinarea oțelului anteturnare.* Brevet R.S.R., nr. 67.476, 1981.

[4] Dumitrescu, T.: *Procedeu de obținere a lingourilor metalice.* Brevet R.S.R., nr. 89.893, 1986.

[5] Dumitrescu, T.: *Orientări în fabricația și recondiționarea cilindrilor de sprijin pentru laminoarele de table groase și de benzi.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 5, 1985, p. 249—251.

[6] Polukin, P. S., Nicolaev, V. A. și Pulukin, J. V.: *Oportunitatea tehnico-economică a utilizării cilindrilor de laminor fretați.* În: Stali, U.R.S.S., nr. 1, 1983, p. 24—30.

REVISTA REVISTELOR

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 3, 1988

Căptușeală monolit pentru oalele de tratare a oțelului în afara cuptorului, p. 5 — Intensificarea procesului de mărunțire a refractarelor, p. 7 — Model și mecanism de degradare prin eroziune a refractarelor la temperaturi înalte, p. 9 — Proprietățile materialelor din sistemul $MgCr_2O_4$—$MgAl_2O_4$, p. 13 — Interacțiunea și cinetica creșterii grăunților la presarea la cald în sistemul Al_2O_3—TiN, p. 15 — Compoziția minerală și microstructura brucitului din zăcămîntul de Kuldursk, p. 19 — Produse din periclaz pe bază de pulbere magnezitică din Coreea, p. 25 — Reglarea automată a efortului de presare a cărămizilor pe prese SM-1085, p. 29 — Influența cîmpului de temperatură asupra preciziei de prelucrare cu modul mobil la deservirea profilactică și întreținerea prin reparații a agregatelor cuptoarelor, p. 31 — Modernizarea dispozitivelor de ardere la cuptoarele tunel, p. 34 — Analiza conductibilității eficiente a betoanelor refractare, p. 37 — Utilizarea unor cărămizi magnezitospinelice cu gabarit mare la vetrele cuptoarelor adînci de încălzire, p. 40 — Difuziunea în sistemul var-zgură la aplicarea unei acoperiri refractare zgurifiante, p. 46 — Cercetarea compoziției de fază a produselor de astupare a canalelor dozatoarelor magnetodinamice pentru aliajele de aluminiu, p. 49 — Particularitățile coroziunii celulare a refractarelor cu topitură de sticlă cu sodiu, calciu și silicat, p. 52.

Ogneupori, U.R.S.S., nr. 4, 1988

Influența reducerii hidrostatice asupra proceselor de comprimare și sinterizare a pieselor turnate din corindon, p. 6 — Influența tratamentului hidrostatic asupra proprietăților ceramicii din dioxid tetragonal de zirconiu, p. 9 — Studierea rezistenței la carbon a betoanelor corindonice, p. 11 — Cercetarea prafului din spațiul de sub boltă al cuptoarelor cu plasmă, p. 15 — Interacțiunea compoziției chimice, a structurii și a proprietăților materialelor oxidice topite, p. 17 — Studierea produselor rezultate din interacțiunea la temperaturi înalte a carburii de bor și siliciu, p. 21 — Cercetarea modelului matematic al încălzitorului electric de oxizi, p. 22 — Proprietățile dunitului din zăcămîntul de Inaglinsk, p. 27 — Granularea încărcăturii din materiale disperse cu conținut de magneziu și topirea granulelor în cuptoare electrice, p. 30 — Emanațiile de praf rezultate din fabricarea maselor refractare pentru furnale, p. 35 — Dozator de greutate automat cu acțiune discretă pentru materiale pulverulente, p. 38 — Trecerea cuptorului tunel pentru prăjirea refractarelor mulitocorindonice la încălzirea cu gaze naturale, p. 42 — Conductibilitatea termică a materialului supus descompunerii termice, p. 45 — Torcretarea căptușelii cuptoarelor pentru încălzirea semifabricatelor din oțel, p. 48 — Căptușeli torcretate din beton la mașinile de prăjire cu transportor, p. 51 — Cercetarea interacțiunii de contact a refractarelor din silicat de aluminiu și bazice, p. 57 — A treia conferință tehnico-științifică de refractare neformate, p. 60.

Utilizarea detectorilor piroelectrici de radiație infraroșie

Dr. fiz. Gh. Vlaicu, fiz. M. Alexe
C.O.S. Tîrgoviște
și fiz. C. Constantin
I.F.T.M. București

CZ: 621.384.3

În procesele industriale temperatura reprezintă unul dintre principalii parametri ce trebuie cunoscuți. În ultimele decenii s-au dezvoltat, alături de metodele de măsurare a temperaturii prin contact (termometre, termocupluri, termorezistențe etc.) și metode de măsurare a temperaturii fără contact. Principiul de bază al acestora este detecția radiației termice emise de corpul măsurat, în general în domeniul infraroșu (IR) cu ajutorul unui detector de radiație IR.

Detectori piroelectrici

Detectorii piroelectrici sînt detectori termici, integrali de radiație IR. Fizic, detectorul este o plachetă de material piroelectric (1), care are contacte depuse pe două fețe opuse, formînd, din punct de vedere electric, un condensator. Alături de elementul detector se folosește un preamplificator adaptor de impedanță realizat cu un tranzistor cu efect de cîmp J—FET montat în aceeași capsulă cu detectorul (fig. 1).

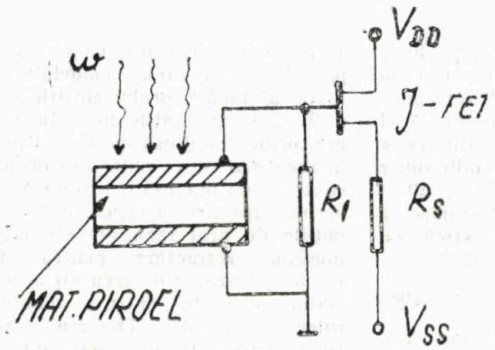


Fig. 1. Schema electrică a detectorului piroelectric

Dacă o radiație de putere W, modulată cu o anumită frecvență f, cade pe detector, acesta furnizează prin efect piroelectric [2] un semnal V, poziționat cu puterea radiației incidente:

$$V = R_v \cdot W \qquad (1)$$

unde R_v este responsivitatea (sensibilitatea) de tensiune (3).

Generarea de semnal este afectată de zgomote [4]. De aceea, pentru un detector se definește puterea echivalentă de zgomot, N.E.P., ca fiind puterea incidentă care generează un raport semnal-zgomot egal cu unitatea [4]:

$$\text{N.E.P.} = \frac{V_u}{R_u} \qquad (2)$$

unde V_u este tensiunea totală de zgomot.

Pentru detectorii piroelectrici produși în R.S.R. (IFTM) responsivitatea este 100—200 V/W, la frecvența de modulare de 50 Hz măsurată la un corp negru standard de 500 k.

Puterea echivalentă de zgomot este de maximum $2 \cdot 10^{-8}$ W $\cdot$ Hz$^{-1/2}$ la 20 Hz și bandă de frecvență de 1 Hz.

Utilizarea detectorilor piroelectrici

Sensibilitatea relativ ridicată, alături de robustețe, semnal de curent alternativ, funcționarea la temperatura ambiantă, face din detectorul piroelectric un tip de detector adecvat pentru aplicațiile industriale.

În unele din procesele industriale este de mare importanță cunoașterea temperaturii în fiecare moment de timp.

Aceasta se poate realiza cu pirometre electronice de infraroșu. În figura 2 este reprezentat principiul de funcționare al unui pirometru.

Energia emisă de un corp este transformată în semnal electric de către detector (semnal proporțional cu T^4, T fiind temeperatura măsurată în grade Kelvin), care este prelucrat electronic, amplificat, liniarizat și apoi afișat.

Pentru a indica temperatura în valoare absolută, trebuie realizată o etalonare (w etalon fiind recepționat de la o sursă standard) și făcută, pentru fiecare corp măsurat, o corecție de emisivitate (6).

În multe procese industriale nu este necesară cunoașterea absolută a temperaturii în orice moment de timp, ci numai încadrarea procesului tehnologic între anumite limite de temperatură.

În acest caz se poate construi un aparat foarte simplu (fig. 3).

Detectorul furnizează un semnal S proporțional cu energia primită, semnal ce este introdus într-un comparator cu două praguri (7). Reglarea celor două praguri se face folosind orice sistem de măsurat temperatura (de ex. termocuplul).

Astfel de sisteme sînt foarte economice, necesitînd numai detectorul piroelectric, un sistem optic de concentrare a energiei radiației IR, și definirea unui cîmp de vizare și o parte electronică de prelucrare a semnalului minimă.

Aplicațiile unor astfel de sisteme pot fi foarte numeroase, în funcție de procesul tehnologic concret. Pot fi folosite în bucle de automatizare a unor procese tehnologice la care este necesară

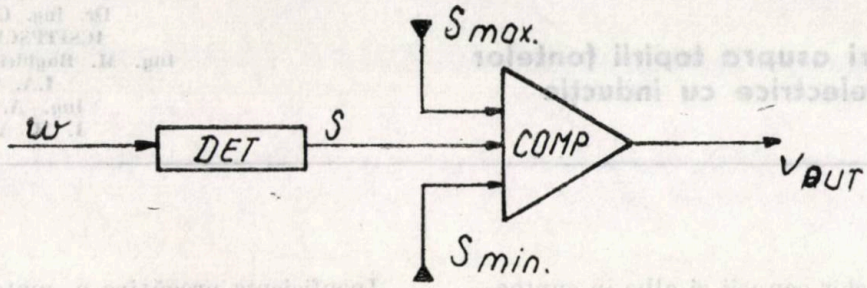


Fig. 2. Schema de funcţionare a unui pirometru electronic de infraroşu

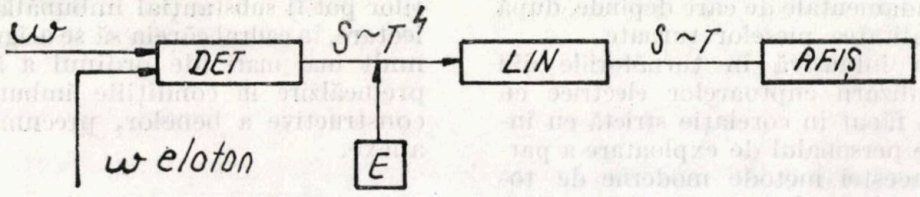


Fig. 3. Schema unui pirometru electronic utilizat pentru determinarea limitelor de temperatură la un proces tehnologic

menţinerea temperaturii între anumite limite, iar procedeele clasice de măsură nu pot fi folosite.

Rezultate experimentale

Folosind un detector piroelectric şi un sistem optic de concentrare a radiaţiei IR produse în ţară (IFTM) s-a realizat un aparat de monitorare a temperaturii laminatelor în flux.

Detectorul este de tip DP—21 cu responsivitatea R(20 Hz, 500K) = 115 V/W şi NEP (20, 500, 1) = $8 \cdot 10^{-9}$ W · $Hz^{-1/2}$. Sistemul optic cu lungimea focală de 60 mm are un cîmp de vizare de 6°, domeniul spectral fiind 3,5—4,5 μm.

Domeniul de măsură al aparatului este 500—1500°C, afişarea făcîndu-se pe un voltmetru electronic tip E — 0308 (IEMI). S-a obţinut o rezoluţie de 1°C şi o precizie de măsură a temperaturii de ± 2%.

Concluzii

Detectorul piroelectric este un detector de radiaţie infraroşie adecvat pentru aplicaţii industriale.

Împreună cu un sistem optic şi o parte electronică minimă se pot construi relativ uşor sisteme de monitorare a temperaturii ce pot intra în bucle de automatizare a proceselor tehnologice.

S-a realizat un aparat de monitorare a temperaturii laminatelor în flux avînd exclusiv componente indigene.

BIBLIOGRAFIE

[1] Chynoweth, A. G.: În: J. Ap. Phys., Anglia, vol. 17, nr. 1, 1956, p. 74.

[2] Nye, J. E.: *Physical Properties of Cristals.* Clarendon Press, 1964)

[3] Poster, S. G.: Ferroelectrics, vol. 33, nr. 1—4, 1981, p. 193.

[4] Jones, R. C.: *Advances in Electronics*, 5ed by L. Marton Academic Press, New-York, 1953.

[5] Putley, E. H.: *Semiconductor and Semimetals*, vol. 5, pag. 259, Academic Press, New-York, 1977.

[6] Smith, R. A.: *Detection of Infrared Radiation.* Oxford University Press, 1952.

[7] Graeme, H. G.: *Aplication of Operational Amplifiers Third — Generation Techniques*, New-York, Mc Grow-Hill, 1971.

Unele aprecieri asupra topirii fontelor în cuptoarele electrice cu inducție

Dr. ing. C. Cosneanu
ICSITPSCM București
ing. M. Boghici și ing. S. Cibian
I.A. Brașov
ing. A. Mitrofan
I. M. Alba Iulia

CZ: 621.746.01:669.13

Elaborarea fontelor cenușii și albe în cuptoarele electrice cu inducție atrage după sine obligativitatea respectării cu stricteţe a condiţiilor metalurgice fundamentale de care depinde, după cum se știe, calitatea pieselor turnate.

Generalizarea intensivă în turnătoriile din România a utilizării cuptoarelor electrice cu inducție nu s-a făcut în corelație strictă cu însușirea de către personalul de exploatare a particularităţilor acestei metode moderne de topire. Ca urmare, în multe turnătorii, se asistă la depășirea consumurilor specifice de energie planificate, constatîndu-se apariţia multor tipuri de defecte endogene și observîndu-se că acest agregat modern de topire este folosit pentru retopirea unor încărcături metalice în structura cărora ponderea fontelor brute de turnătorie sau de afinare ajunge pînă la 40—60% din masa metalică șarjată.

Luarea în considerare a acesor aspecte se apreciază a fi deosebit de importantă, atît din punct de vedere tehnologic, cît și economic.

Depășirea consumurilor specifice de energie are loc datorită :

— insuficientei pregătiri a materialelor metalice de șarjare (șpan, fier vechi, tablă subţire ș.a.);

— întreţinerii necorespunzătoare a instalaţiilor electrice (lipsa pieselor de schimb, nerespectarea graficelor de reparaţii ș.a.);

— conducerii incorecte a procesului de elaborare.

Este cunoscut faptul că folosirea deșeurilor metalice cu masă volumetrică scăzută reprezintă unul dintre marile avantaje ale elaborării fontelor în cuptoarele electrice cu inducţie și că tocmai datorită acestui fapt se reușește compensarea cheltuielilor mai mari de energie în comparaţie cu topirea fontei în cubilou și, în final, rentabilizarea fontei topite în cuptoarele electrice cu inducţie. Tocmai de aceea pare extrem de preţioasă activitatea proiectanţilor și furnizorilor de prese (1,5 și 3 t/h) pentru brichetarea șpanului.

Deși această acţiune a fost iniţiată cu foarte mare întîrziere, se apreciază că finalizarea ei va duce la realizarea unor importante economii de energie și materiale pe ansamblul economiei naţionale, urmată de reducerea costurilor fontelor lichide elaborate în cuptoarele electrice cu inducţie.

Insuficienta pregătire a materialelor de șarjare include și problema preîncălzirii acestora. Actualele instalaţii de preîncălzire a încărcăturilor pot fi substanţial îmbunătăţite prin reproiectare, în cadrul căreia să se asigure temperaturi mult mai mari (de ordinul a 500—700°C) de preîncălzire în condiţiile îmbunătăţirii formei constructive a benelor, precum și a utilajelor anexe.

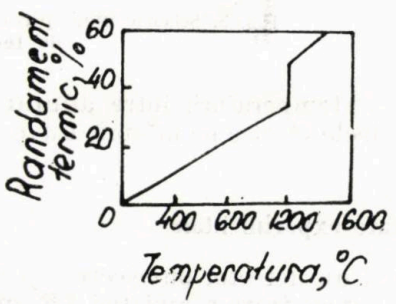


Fig. 1. Variaţia randamentului termic al cuptorului de inducţie cu creuzet la încălzirea și topirea metalelor

Deși există părerea că preîncălzirea încărcăturii la temperaturi mai ridicate de 150—250°C nu este raţională, se poate aprecia că tocmai acest lucru este indicat deoarece randamentul termic al cuptoarelor electrice cu inducţie în perioada de preîncălzire a încărcăturii pînă la topire este destul de scăzut (fig. 1) [1]. Pentru mărirea productivităţii cuptorului și economicităţii acestuia este raţional să se scurteze perioada de încălzire a șarjei, ceea ce se obţine prin preîncălzirea acesteia în afara cuptorului de inducţie. Cu cît este mai ridicată temperatura de preîncălzire a șarjei cu atît este mai mare randamentul termic al cuptorului de inducţie. Creșterea relativă a productivităţii cuptorului, în funcţie de temperatura de preîncălzire a șarjei, se arată în figura 2 [2]. La o preîncălzire a șarjei pînă la 700°C, productivitatea cuptorului crește cu 50% în comparaţie cu încărcătura rece. Ţinînd seamă, însă, și de coeficientul de utilizare a energiei electrice (în medie 0,75), creșterea productivităţii cuptorului cu inducţie va fi mai ridicată, ceea ce conduce la reducerea numărului cuptoarelor și, deci, la micșorarea cheltuielilor de investiţie și de exploata-

re. Aceste avantaje amortizează în totalitate cheltuielile legate de preîncălzirea încărcăturii, ducînd în ansamblu la reducerea costului metalului lichid. În același timp, se rezolvă și problema curățirii încărcăturii metalice deoarece ingredientele ard în întregime.

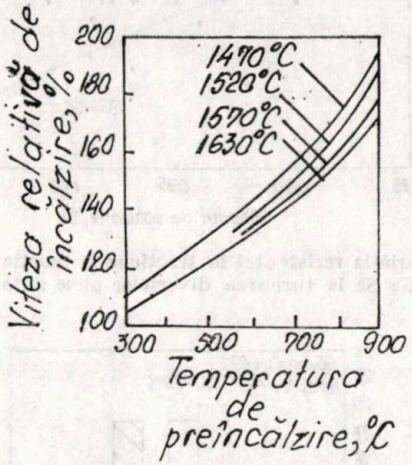


Fig. 2. Influența temperaturii de preîncălzire a încărcăturii (°C) asupra vitezei relative de topire (%) în cuptoarele electrice de inducție la diferite temperaturi de supraîncălzire în comparație cu topirea, pornind de la încărcătură rece

Practica industrială din țările avansate industrial arată că productivitatea cuptoarelor electrice de inducție se mărește cu 25% minimum în cazul preîncălzirii încărcăturii metalice la temperaturi mai mari de 400°C [3] — [5].

Alte cauze care provoacă depășirea consumurilor specifice de energie la topirea în cuptoarele electrice de inducție sînt:

— folosirea condensatoarelor de slabă calitate, care nu permit folosirea lor la puterea maximă;

— lipsa contactoarelor de calitate (2000 A);

— utilizarea celulelor de înaltă tensiune, care nu permit funcționarea la putere maximă;

— folosirea furtunurilor de răcire cu constante dielectrice diferite ș.a.

Toate aceste cauze, precum și acelea care nu au fost enumerate, necesită o atentă analiză din partea specialiștilor, care pot da soluții practice pentru înlăturarea acestor impedimente tehnice de la cuptoarele de fabricație indigenă.

Depășirea consumurilor specifice de energie sînt datorate conducerii incorecte a procesului de elaborare a fontelor, ceea ce înseamnă de fapt:

— nerespectarea regimului temperatură — timp prescris pentru marca respectivă de fontă care se elaborează;

— necorelarea corectă a compoziției chimice a fontei (Sc) cu proprietățile fizico-mecanice;

— neluarea în considerare a necesității respectării unui regim de elaborare care să asigure variația în limite cît mai strînse a coeficientului de normalitate ($RG = 95 - 105$);

— nedirijarea din punct de vedere metalurgic a procesului de topire și formarea peliculelor de zgură care duc la deprecierea calitativă a pieselor turnate.

Nerespectarea regimului optim temperatură-timp duce, adesea, la durate mari de topire, fie datorită nepregătirii corespunzătoare a încărcăturii metalice, fie datorită lipsei de experiență a personalului de execuție. Șarjele astfel elaborate sînt în majoritatea cazurilor oxidate (prezența în exces a FeO, MnO), iar fonta prezintă o tendință avansată de albire concomitent cu formarea de microsufluri și microretasuri asociate cu pori.

Adesea, șarjele se supraîncălzesc pe durate prea mari de timp, distrugîndu-se nucleele de cristalizare prin reducerea SiO_2 cu carbonul din fontă. Piesele turnate în acest caz prezintă o mare tendință de albire fără apariția porozităților.

Toate aceste stări ale fontei din timpul elaborării trebuie controlate, în mod obligatoriu, cu proba pană care va fi etalonată pentru fiecare marcă de fontă în parte. Cunoașterea de către personalul de la elaborare a valorilor adîncimii de albire pe proba pană pentru fiecare marcă de fontă, precum și a măsurilor concrete care trebuie luate pentru efectuarea corecțiilor sînt condiții obligatorii pentru asigurarea reproductibilității caracteristicilor fontelor de la o șarjă la alta și valorificarea cît mai deplină a posibilităților multiple pe care le are cuptorul electric cu inducție.

În figurile 3 și 4 se prezintă corelațiile dintre rezistențele la tracțiune și compozițiile chimice ale fontelor destinate turnării chiulaselor, iar în figurile 5 și 6 pentru blocul motor și diverse piese auto (fig. 7—8).

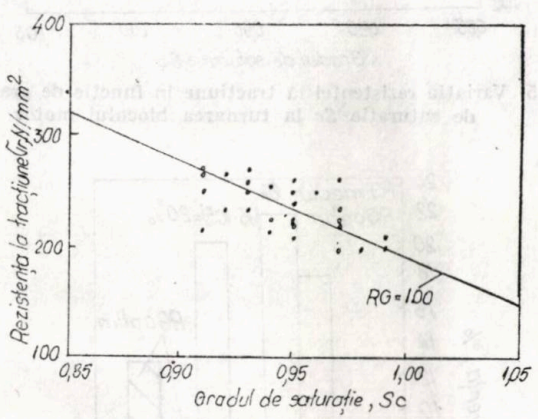


Fig. 3. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de gradul de saturație *Sc* la turnarea chiulaselor

Datele prezentate, de exemplu, în figurile 3 și 4 indică faptul că numai 37,5% din șarjele urmărite au fost corect elaborate ($RG = 95 - 105$), cele din figurile 5 și 6 indică faptul că la blocul motor numai 19,5%, iar la alte piese auto (fig. 7 și 8) numai 28% au fost corect ela-

borate, celelalte prezentînd o pronunţată tendinţă de formare a defectelor.

Experienţa ţărilor avansate industrial [6]—[8] arată că variaţia în limite strînse a coeficientului de normalitate ($RG = 95—105$) din

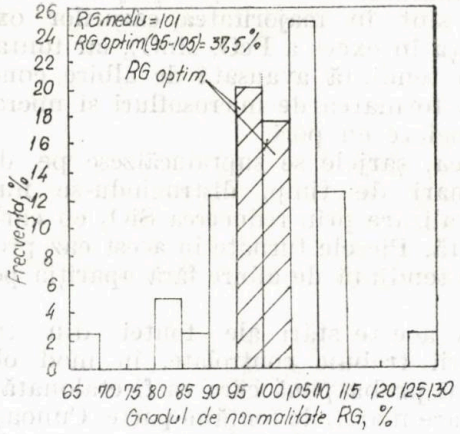


Fig. 4. Frecvenţa obţinerii unui grad de normalitate optim ($RG = 95—105$) la turnarea chiulaselor

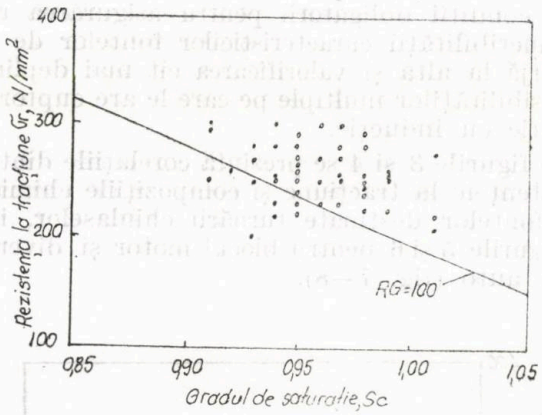


Fig. 5. Variaţia rezistenţei la tracţiune în funcţie de gradul de saturaţie Sc la turnarea blocului motor

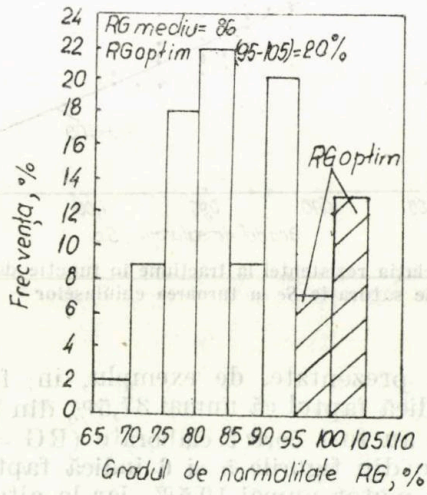


Fig. 6. Frecvenţa obţinerii unui grad de normalitate optim ($RG = 95—105$) la turnarea blocului motor

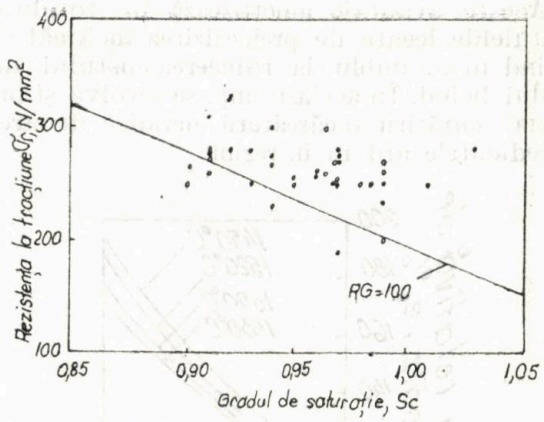


Fig. 7. Variaţia rezistenţei la tracţiune în funcţie de gradul de saturaţie Sc la turnarea diverselor piese auto

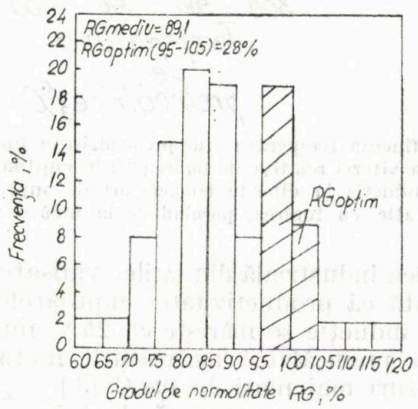


Fig. 8. Frecvenţa obţinerii unui grad de normalitate optim ($RG = 95—105$) la turnarea diverselor piese auto

relaţia fundamentală $\sigma r = RG\ (100 - 80 \cdot Sc)$ asigură obţinerea de piese turnate lipsite de defecte datorate naturii aliajului lichid.

Alte date culese dintr-o turnătorie de piese pentru maşini-unelte indică faptul că, şi în acest caz (fig. 9 şi 10), majoritatea defectelor care apar se datorează tot conducerii incorecte din punct de vedere metalurgic a proceselor de elaborare a fontelor în cuptoarele electrice cu inducţie.

Zgurele formate ca rezultat al proceselor metalurgice din fontele lichide sînt foarte fluide, astfel că, în majoritatea cazurilor, acestea ajung în formele de turnare, micşorînd, în funcţie de cantitatea şi repartizarea lor, proprietăţile mecanice ale pieselor turnate.

Temperaturile de formare ale peliculelor de oxizi se stabilesc după poziţia de echilibru determinată pentru sistemul Fe—C—Si prin izotermele C—Si. Însă, prezenţa în fontă a elementelor Mn, S, P, Cr, Ti etc. provoacă, atît din punct de vedere termodinamic cît şi cinetic, deplasări ale temperaturilor de formare ale oxizilor.

La alegerea unor compoziţii chimice corespunzătoare trebuie să se ţină seamă de următoarele influenţe [9]:

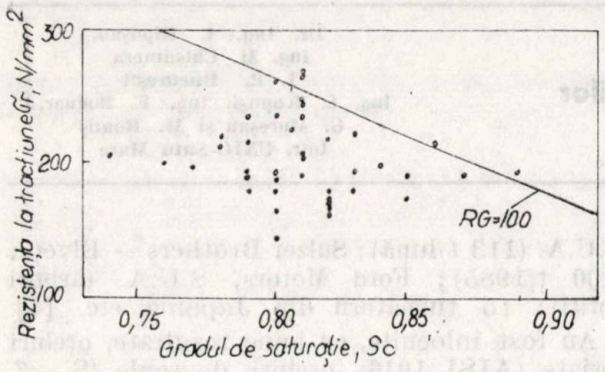


Fig. 9. Variația rezistenței la tracțiune în funcție de gradul de saturație *Sc* la turnarea diverselor piese pentru mașini-unelte

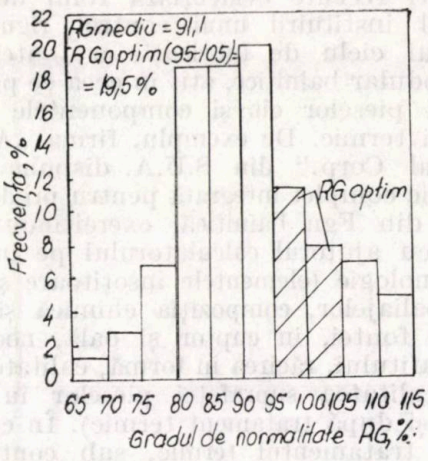


Fig. 10. Frecvența obținerii unui grad de normalitate optim (*RG* = 95—105) la turnarea diverselor piese pentru mașini-unelte

— siliciul mărește, iar carbonul reduce temperaturile de separare ale oxizilor;

— sulful provoacă o separare prematură de oxizi, adică ridică temperatura de separare a acestora pînă la concentrații de 0,1%; această acțiune nu este diminuată nici de prezența Mn;

— manganul (pînă la concentrații de 1%) micșorează temperatura de formare a peliculei de oxizi; această influență este cu atît mai puternică cu cît conținutul de siliciu din fontă este mai mic;

— cromul, la conținuturi de peste 0,5%, mărește temperatura de separare a oxizilor;

— titanul, la concentrații mai mari de 0,5%, micșorează temperatura de separare a oxizilor;

— fosforul are o influență similară cu cea a sulfului însă într-o măsură mult mai redusă;

— conținuturile mari de C și Mn conjugate cu conținuturi reduse de Si și S provoacă micșorarea temperaturii de separare a oxizilor.

Cercetările efectuate [10] au arătat că, în funcție de gradul de supraîncălzire, se produce o întîrziere (histerezis) a procesului de separare a oxizilor. Supraîncălzirile care se aplică fontelor lichide pentru evitarea apariției defectelor datorate peliculelor de oxizi sînt de cca 50—80°C peste temperaturile de echilibru.

Din această succintă analiză efectuată asupra topirii fontelor în cuptoarele electrice cu inducție se desprind următoarele concluzii mai importante:

— Dotarea tuturor întreprinderilor cu instalații de gospodărire a șpanului și de debitare a fierului vechi reprezintă o condiție de bază în acțiunea de reducere a consumului de energie la topirea fontelor în cuptoarele electrice cu inducție.

— Preîncălzirea încărcăturilor la temperaturi de 600—700°C va duce la mărirea cu minimum 25% a productivității cuptoarelor electrice cu inducție, ieftinirea fontelor lichide și reducerea consumurilor specifice de energie electrică.

— Este necesară revizuirea și reproiectarea unor componente electrice (condensatori, contactori, furtun de răcire ș.a.) în scopul asigurării funcționării continue și la puterea maximă a cuptoarelor electrice cu inducție de fabricație indigenă.

— A devenit oportună întocmirea unor instrucțiuni tehnologice cadru cu privire la topirea fontelor în cuptoarele electrice cu inducție.

— Serviciile CTC și sectoarele de elaborare a fontelor din turnătorii vor urmări și aprecia calitatea aliajelor fabricate cu ajutorul diagramei $\sigma r = f(Sc)$ coroborată cu tipul defectelor din piesele turnate.

— Vor fi continuate cu mai mare intensitate activitățile de perfecționare a tuturor cadrelor de specialiști din producție și din compartimentele de concepție care lucrează în domeniul topirii și elaborării fontelor în cuptoarele electrice cu inducție.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brokmeier, K. H. Inductives Schmelzen, Essen, R.F.G., 1966.
[2] Birch, N. A. În: Modern Casting, S.U.A., 1967, vol. 51, nr. 6.
[3] Rehder, I. E. În: Foundry, Anglia, 1965, vol. 93, nr. 4.
[4] Birch, N. A. În: Modern Casting, S.U.A., 1968, nr. 3, vol. 53.
[5] Heine, H. În: Giessereipraxis, R.F.G., 1968, nr. 5.
[6] Giessereikalender, 1974, pag. 53.
[7] * * * În: Giesserei, R.F.G., nr. 45, 1958, p. 101.
[8] Neuman, F.: Metallurgische Schmelzführung BBC — Manheim, Verlag W Girardet, Essen, 1972.
[9] Mertz, R. și Marincek, B. În: Stahl und Eisen, R.F.G., 1955, p. 196.
[10] Dahlmann, A., Orths, K. În: Giesserei, R.F.G., 1966, p. 8—16.

Influența structurii în stare turnată și a tratamentului termic, asupra proprietăților fontelor cu grafit nodular bainitice

Dr. ing. I. Riposan,
ing. M. Chișamera
I. P. București
ing. C. Kapuși, ing. E. Bodnar,
G. Mureșan și M. Roatiș
Intr. UNIO-Satu Mare

În cadrul unor lucrări precedente [1] — [3], au fost evidențiate caracteristicile mecanice și de exploatare, cu totul deosebite, ale fontelor cu grafit nodular bainitice, un nou material care îmbină, în mod fericit, caracteristicile de rezistență mecanică și la uzare cu cele de plasticitate și tenacitate.

Domeniile de utilizare ale acestui nou material sînt în continuă extindere, la aceasta contribuind în mare măsură cele trei congrese internaționale privind fonta cu grafit nodular bainitică (Austempered Ductile Iron — A.D.I.), organizate în S.U.A., în anul 1984 la Chicago și în anul 1986 la Ann Arbor-Michigan, precum și Seminarul internațional pe aceeași temă care a avut loc în anul 1985 la BCIRA, Anglia.

La ultimul Congres A.D.I. [4] s-a apreciat că, în anul 1985, producția de Fgn bainitică a fost de cca 8 000 t în S.U.A. și 4 000 t în Europa, aceasta dublîndu-se în continuare în fiecare an, S.U.A. dispunînd de o capacitate de producție de 40 000 t/an [5]. Concomitent cu măsurile pentru extinderea acestei capacități, se acționează pentru reducerea costului de producție. În raport cu fonta cu grafit nodular standard, în timp ce rezistența se mărește cu pînă la 100% (sau chiar mai mult), costul crește doar cu cel mult 20%. Această creștere a costului se datorește atît tratamentului termic (3 — 10 ¢/lb) și compoziției chimice mai deosebite, cît și conținutului scăzut de mangan și elementelor de aliere (sub 6 ¢/lb) [4], [6]. În S.U.A., costul tratamentului termic variază între 13 și 50 ¢/lb, în mod uzual între 15 și 25 ¢/lb [4], [5] (1 lb = 0,454 kg).

În prezent, pe plan mondial, acest material este utilizat pe scară largă în domeniul mecanismelor și angrenajelor (roți dințate), în cel al pieselor cu solicitări mecanice puternice (cum ar fi arborii cotiți ai motoarelor Diesel), ca și în producerea pieselor supuse la uzare în condiții grele de exploatare (tab. 1).

Într-o serie de țări, firme de prestigiu au trecut cu succes la înlocuirea pe scară largă a pieselor din oțel turnat și, mai ales, forjat (aliaj tratat superficial) cu piese din Fgn bainitică, realizîndu-se reduceri însemnate ale costului de producție, la o durabilitate ridicată în exploatare. Se pot remarca, în acest sens, următoarele firme : Georg Fischer (350 000 roți dințate/an), Kymmene — Stroenber, Norvegia (1200 t/an); Lamont and Getray Gear, S.U.A. (peste 100 000 seturi de „Diesel engine ziming gears"); Atmosphere Furnace Co., S.U.A. (113 t/lună); Sulzer Brothers — Elveția (100 t/1985); Ford Motors, S.U.A. (arbori cotiți); 15 turnătorii din Japonia etc. [4].

Au fost înlocuite, cu bune rezultate, oțeluri forjate (AISI 1046), oțeluri de scule (S — 7 — AISI 8650), oțeluri de cementare (AISI 4320 H, 9310 H), oțeluri călite CIF (4145 H) etc.

Lucrări recente evidențiază rolul de prim ordin al instituirii unui control riguros al întregului ciclu de fabricație a fontelor cu grafit nodular bainitice, atît în ceea ce privește turnarea pieselor cît și componentele tratamentului termic. De exemplu, firma „Amcast Industrial Corp." din S.U.A. dispune de o turnătorie complet integrată pentru producerea pieselor din Fgn bainitică, exercitîndu-se un control cu ajutorul calculatorului pe întregul flux tehnologic (elementele însoțitoare și analiza feroaliajelor, compoziția chimică și temperatura fontei, în cuptor și oală, nodularitatea grafitului, răcirea în formă, calitatea formelor, calitatea suprafeței pieselor în stare turnată și după tratament termic). În ceea ce privește tratamentul termic, sub control se află temperaturile și duratele de austenitizare și menținere izotermă, vitezele de încălzire și răcire, calitatea băilor de săruri etc. [4], [7] — [9].

Trecînd recent (1987) la producția de arbori cotiți din fontă cu grafit nodular bainitică pentru un nou tip de autocamion, firma Ford Motors Co. a realizat un flux tehnologic special, cu un control riguros al întregului proces.

În privința pieselor în stare turnată, un rol important îl are structura inițială a fontelor care influențează atît comportarea la tratament termic a acestora cît și proprietățile finale.

Referitor la masa metalică de bază, a fost evidențiat faptul că o structură ferito-perlitică tip „ochi de bou" a contribuit la realizarea unei combinații optime între rezistența și tenacitatea finală a fontelor bainitice, fără să existe însă condiții impuse în ceea ce privește tipul de constituent necesar să fie realizat în stare turnată.

Mai multe lucrări atrag atenția asupra necesității evitării formării în structură a carburilor, fosfurilor și sulfurilor, îndeosebi sub acțiunea segregațiilor, prezența acestora influențînd condițiile de desfășurare a transformării bainitice.

Tabelul 1

Domenii de utilizare a fontelor cu grafit nodular bainitice

Domeniul	Piese tipice produse
1	2
Roți dințate, angrenaje, mecanisme	— Pinion hyperboloid punte spate și coroane dințate Pontiac (General Motors, înlocuire oțel forjat cementat); idem pinion, pentru autocamioane ușoare și grele în China — Angrenaje planetare — Cuplaje diferențiale — Inele de asamblare segmentate — Roți melcate — Angrenaje conice pentru automobile
Roți de lanț	— Roți pentru lanț, la utilaje mari (Japonia); idem, pentru mașini din industria hîrtiei (Europa) — Roată pentru lanț la mașini de săpat șanțuri — Roți pentru lanț și articulații de lanț pentru conveiere
Autovehicule rutiere	— Arbori cotiți • Firme: Volvo, Mercedes, Leyland, Daimler Benz, General Motors, pentru vehicule grele (Ford începe în 1987) • Tipuri de motoare: Diesel, pentru autocamioane și tractoare; motoare cu turbină supraalimentată; motoare cu compresor; motoare de curse; arbori cotiți cu filete roluite adînc • Alți arbori cotiți: unități frigorifice și de aer condiționat (S.U.A.); compresoare (Elveția); unități de pompaj (S.U.A.) — Amortizoare, schimbătoare de viteză, fuzete, componente pentru direcție, furci selectoare, cruci cardanice (S.U.A., Germania, Finlanda) — Suspensii și console pentru camion Saab Scania — Carcase pentru diferențiale — Piese utilizate de U. S. Army (papuci șenile, brațe suspensie, roată de lanț conducătoare, tanc Abrams M_1) — Elemente de suspensie ale vehiculelor comerciale — Componente vehicule grele, civile și militare — Brațe de suspensie
Utilaj feroviar	— Dispozitiv de frinare pentru locomotivă — Articulații, suspensii și lagăre — Plăci laterale pentru vagoane pentru turbă — Blocuri de cuplare pentru vagoane de minereu — Elemente de susținere pentru vehicule feroviare — Boghiuri și roți pentru șină
Utilaje și instalații care lucrează în condiții grele, inclusiv uzare	— Piese de utilaje pentru terasamente (capac lagăr boghiu, ghidaje pentru șenile, pinion conducător, cruce cardanică) — Coroane de foraj pentru mine de cărbuni și petrol

(continuare tabelul 1)

1	2
	— Cilindri conducători pentru mașini de concasat — Plăci pentru șenile — Ghidaje pentru matrițe — Dinți pentru mașini de defrișat — Role pentru trefilare — Plăci de uzură și ghidaje pentru echipamente la fabricarea cutiilor de carton
Agricultură	— Dispozitive pentru plantare — Fier lat pentru plug — Cuțit pentru plug
Scule turnate	— Dispozitive de tăiere — Cuțite pentru mașini de tăiat anvelope uzate — Freze
Diverse	— Corp de filtre — Componente hidraulice

Una din concluziile importante ale celui de-al doilea Congres A.D.I. [4] se referă la separările de grafit, a căror influență este deosebit de puternică în condițiile unei mase metalice superrezistente. În mai multe cazuri a fost constatată influența favorabilă a gradului de compactitate a grafitului, ca și a numărului ridicat de noduli de grafit, din care cauză o viteză mare de răcire la solidificare și, îndeosebi, turnarea în forme metalice și turnarea continuă au dat rezultate deosebite.

Tratamentul termic aplicat acestor fonte (fig. 1) are un rol deosebit în asigurarea unei structuri capabile să ducă la obținerea unor anumite proprietăți sau asocieri de proprietăți, fiecare etapă a acestui tratament avînd importanța sa.

Încălzirea și menținerea pentru austenitizare se pot realiza în cuptoare electrice sau cu flacără, de preferat în atmosferă inertă sau controlată, pentru limitarea oxidării.

Temperatura de austenitizare (T_A) are un rol deosebit de important, atît în realizarea unei transformări austenitice corespunzătoare cît și în evitarea apariției unor fenomene cu efect negativ. În general, austenitizarea se realizează în domeniul 850 — 950 ° C, (frecvent 900°C), durata de austenitizare fiind de minimum 1 h.

Creșterea temperaturii de austenitizare determină reducerea timpului de menținere izotermă ulterioară și a costului, dar favorizează tendința de segregare a unor elemente (în special fosfor) la limita grăunților, precum și segregația martensitică interdendritică, cu efect negativ asupra proprietăților finale, în special a tenacității. În aceste condiții, se recomandă T_A sub 900° C (ex. 870° C) îndeosebi la fontele cu conținutul de mangan și fosfor ridicat.

Răcirea pieselor după austenitizare se realizează cu viteză foarte mare (5 — 15° C/s), astfel încît în maximum două minute să se ajungă în domeniul de transformare bainitică,

ceea ce asigură împiedicarea formării perlitei (la piesele cu pereți groși și cu ajutorul elementelor de aliere).

Piesele scoase din cuptorul de austenitizare sînt introduse în mediul de răcire și menținere izotermă, acesta putînd fi constituit din mai multe materiale :

— băi de ulei, pentru temperaturi care nu depășesc 260° C, cu avantajul că nu are loc procesul de încărcare sau corodare a pieselor ;

— băi de săruri, realizate din diferite combinații de $NaNO_3$, KNO_3, $NaNO_2$, KOH, în funcție de temperatura de lucru a pieselor ;

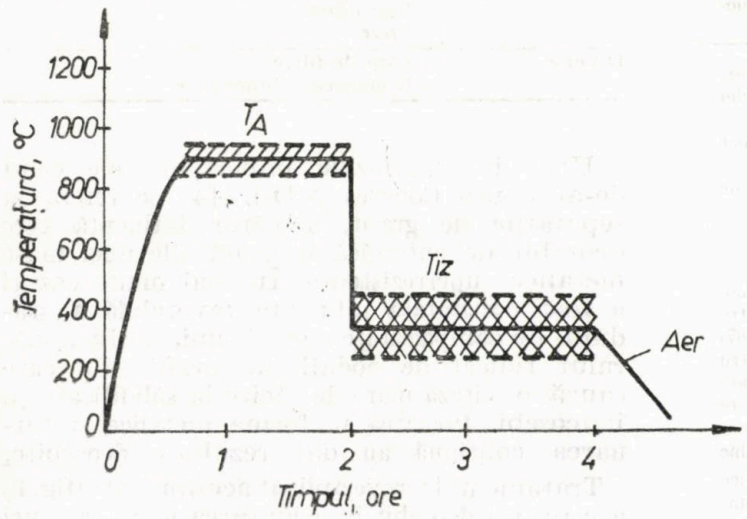


Fig. 1. Schema de tratament termic aplicat fontelor, în vederea obținerii structurii bainitice: T_A — temperatură de austenitizare; T_{iz} — temperatură de menținere izotermă

— pat fluidizat (alumină) ; acest mediu are însă dezavantajul că nu permite realizarea unei răciri cu viteză mare.

Menținerea izotermă în vederea desfășurării transformării bainitice este un factor deosebit de important, determinînd direct caracteristicile finale ale fontelor.

Domeniul de temperaturi la care se realizează această menținere este relativ larg (T_{iz} = 235 — 450° C), la o durată de ordinul 0,5 —4,0 h.

În funcție de temperatura de menținere izotermă, produsele transformării diferă :

— la temperaturi scăzute (sub 300° C), structura conține martensită, alături de bainita inferioară, și austenită remanentă îndeosebi la durate mici de menținere ;

— la temperaturi ridicate de menținere, structura va conține austenită reziduală, alături de bainita superioară ;

— domeniile de formare a tipurilor distincte de bainită sînt, în principiu, următoarele : bainită inferioară, în domeniul 235 — 330° C ; bainită inferioară + bainită superioară la 330 — 370° C ; bainită superioară la 370—450° C.

Apar o serie de particularități ale transformării bainitice în domeniile de formare ale bainitei inferioare și ale celei superioare, compoziția chimică a fontei și durata menținerii izoterme avînd o influență deosebită. Astfel, în domeniul bainitei inferioare (245° C), a fost evidențiat faptul că o durată mai mare de menținere (2 — 4 h) asigură îmbunătățirea rezistenței și a tenacității, ca urmare a reducerii proporției de austenită reziduală, eliminării tensiunilor interne și favorizării precipitării unor carburi cu grad avansat de finisare.

De o atenție deosebită se bucură însă fontele cu bainită superioară, caracterizate printr-o înaltă tenacitate, această caracteristică fiind însă tributară condițiilor de transformare bainitică. Congresul A.D.I. [4], precum și alte lucrări recente evidențiază existența a două etape de transformare în domeniul bainitei superioare : în prima etapă are loc transformarea austenitei în ferită bainitică, surplusul de carbon dizolvîndu-se în austenita reziduală care devine suprasaturată în carbon ; în cea de a doua etapă, această austenită cu conținut ridicat de carbon se va transforma în ferită bainitică și carburi.

Caracteristici maxime de tenacitate vor fi asigurate de o structură rezultată din prima etapă (bainită + austenită saturată în carbon), în timp ce formarea carburilor în cea de a doua etapă determină fragilizarea puternică a fontei. Acest proces (etapa a doua) poate fi limitat prin mărirea conținutului de siliciu și prin micșorarea timpului de menținere izotermă.

Răcirea finală a pieselor, după menținerea izotermă, se realizează în aer, pînă la temperatura camerei.

De un interes deosebit se bucură, în ultimii ani, tehnologia bazată pe dezbaterea pieselor la temperaturi ridicate (850 — 1 000° C), cu o răcire controlată în pat fluidizat sau băi de săruri. O altă lucrare [10] propune următorul regim : dezbaterea pieselor la 870 °C, răcire în aer pînă la 370° C, menținere două h la această

temperatură într-un conteiner cu materiale izolante, urmată de o răcire în aer pînă la 20° C. Turnarea pieselor în forme metalice constituie o largă perspectivă în acest domeniu, rezultate bune fiind obținute la următorul regim : evacuarea pieselor la 1700—1800° F, austenitizare în cuptor la 1 600° F, urmată de menținere izotermă în băi de ulei, săruri sau în pat fluidizat. În toate cazurile se obțin mari economii de energie.

Desfășurarea în bune condiții a tratamentului termic, respectiv obținerea unei structuri capabile să asigure performanțe în privința caracteristicilor fizico-mecanice și de exploatare ale pieselor, se află însă sub acțiunea puternică a caracteristicilor în stare turnată, cele două etape (turnare-tratament termic) trebuind abordate ca un tot unitar.

Într-un program de experimentări a fost urmărită influența structurii în stare turnată și după tratament termic asupra caracteristicilor mecanice și a comportării la uzare a fontelor cu grafit nodular supuse tratamentului termic de călire izotermă, în condițiile variației gradului de aliere și a temperaturii de menținere izotermă.

Fontele au fost elaborate într-un cuptor cu inducție cu creuzet, cu capacitatea de 80 kg, dintr-o încărcătură constituită din fontă de înaltă puritate și fier vechi, deșeuri de electrozi, FeSi și materiale destinate alierii (nichel, cupru, feromolibden). Fontele au fost modificate prin procedeul Sandwich cu modificatori tip Nodulin S2 și postmodificate în oala de turnare cu Modifin B2.

Au fost turnate probe tip Lynchburg (Ø 25 mm) și semifabricate destinate prelucrării unor roți dințate pentru reductoarele utilajelor miniere de transport.

În tabelul 2 sînt prezentate caracteristicile compoziției chimice finale și cele structurale, în stare turnată. În general, s-a apelat la grade reduse de aliere, realizîndu-se variantele Ni-Mo și Cu-Mo.

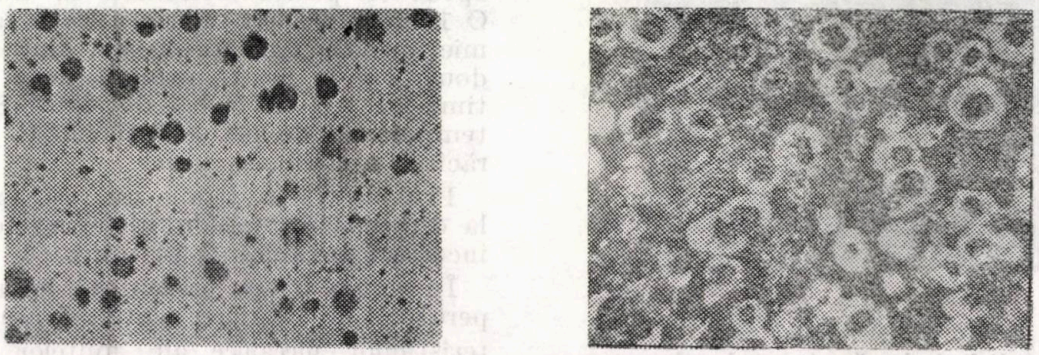
Structura în stare turnată a acestor fonte este caracterizată printr-un grad de nodularitate de peste 90%, separări de grafit nodular de mici dimensiuni (10 — 50 μm) în număr variabil pe unitatea de suprafață (200 — 450 noduli/mm²). Deși nodularitatea grafitului este ridicată în toate cazurile, gradul de compactitate al nodulilor de grafit variază în limite largi : grafitul nodular tip K (regulat geometric) predomină la fonta nr. 3, dar se află în proporție mai scăzută la fontele nr. 1 și 2 (fig. 2).

Tabelul 2

Compoziția chimică finală și structura fontelor în stare turnată

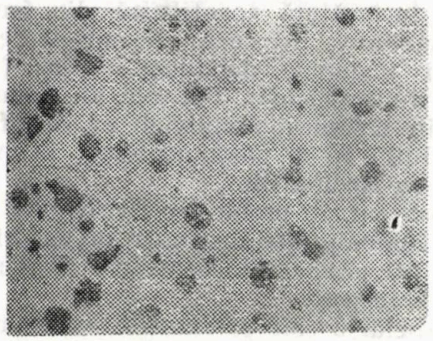
Numărul de șarjă	Compoziția chimică, %								Caracteristicile structurale			
									Grafit		Masa metalică, %	
	C	Si	Mn	P	Cr	Cu	Ni	Mo	Gn, %	număr de noduli pe mm²	ferită (rest de perlită)	cementită
1	3,15	2,17	0,17	0,047	—	—	—	—	>90	300	10—40	max. 5
2 Ni—Mo	3,36	2,08	0,18	0,054	—	—	0,64	0,30	>90	240	10—50	max. 5
3 Cu—Mo	3,22	2,36	0,17	0,082	—	0,55	—	0,34	>90	430	10—30	max. 1

1 — fonte nealiate; 2 — fonte aliate cu 0,64% Ni — 0,3% Mo; 3 — fonte aliate cu 0,55% Cu — 0,34% Mo

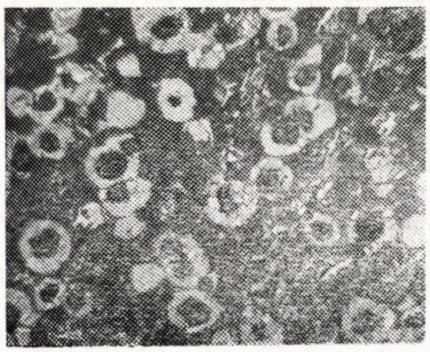


a *b*

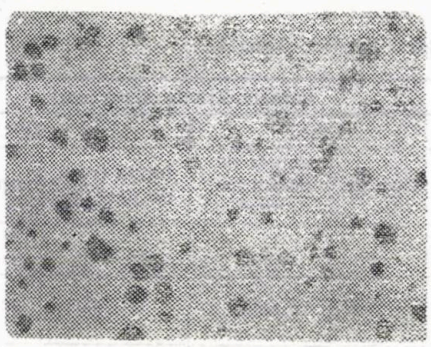
Fig. 2. Structura în stare turnată a fontelor cu grafit nodular (tab. 2):
a,b,c — probe neatacate; *b,d,f* — atac nital 2%; 100:1



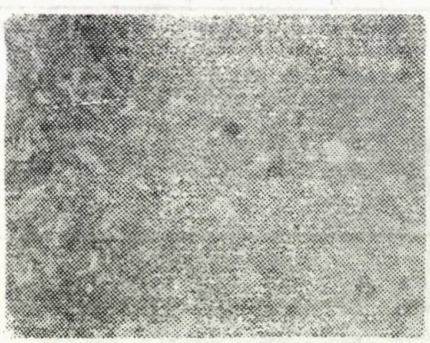
c



d



e



f

Masa metalică de bază este predominant perlitică în toate cazurile, proporţia de ferită fiind sub 50%.

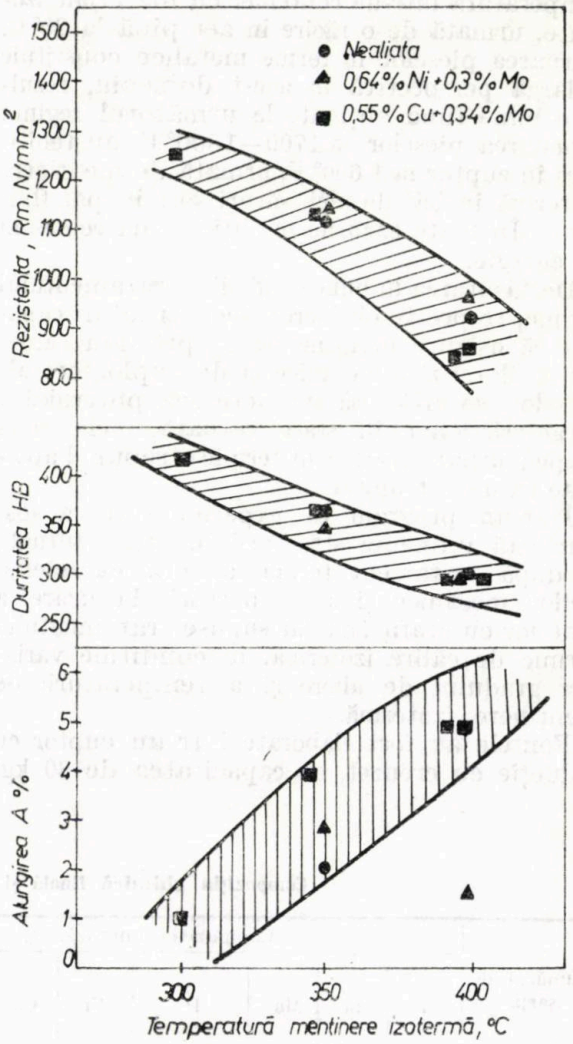


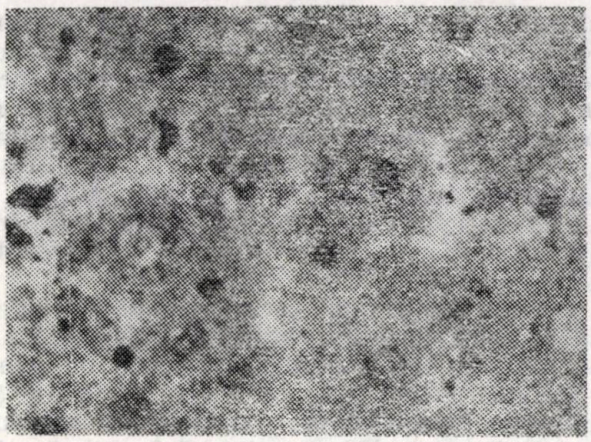
Fig. 3. Influenţa temperaturii de menţinere izotermă asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit nodular (austenitizare 2 h la 900°C; menţinere izotermă — 3 h)

Caracteristic acestor structuri este prezenţa unor proporţii scăzute de cementită liberă, în mai mare măsură la fonta nr. 1.

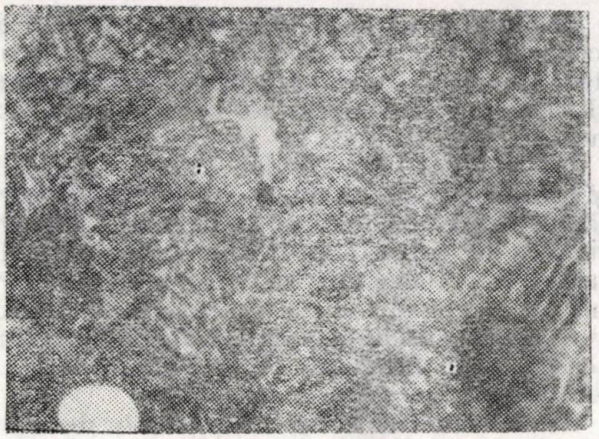
Probele turnate, prelucrate sub forma unor epruvete pentru încercarea la tracţiune, la Ø 15 mm, au fost supuse unui tratament termic specific (fig. 1), constînd dintr-o încălzire două ore la 900° C, urmată de o menţinere timp de trei ore în băi de săruri (SR 140) la temperaturi de 300, 350 şi 400° C, după care răcirea a continuat în aer.

Probele tratate termic au fost apoi finisate la dimensiunile standard ale epruvetelor pentru încercări mecanice (Ø 14 mm).

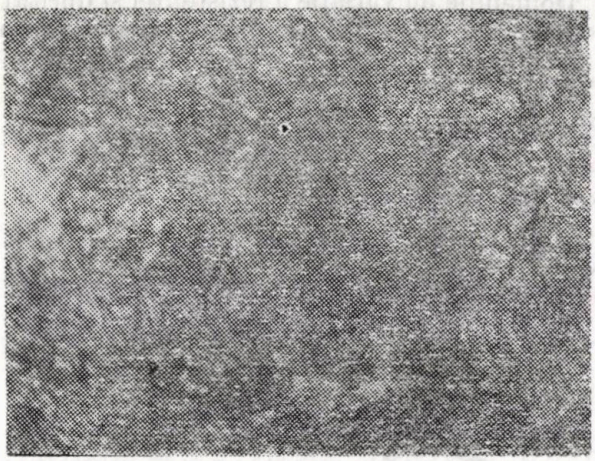
În figura 3 este prezentată influenţa temperaturii de menţinere izotermă asupra caracteristicilor mecanice ale fontelor cu grafit nodular, cu diferite grade de aliere, tratate termic.



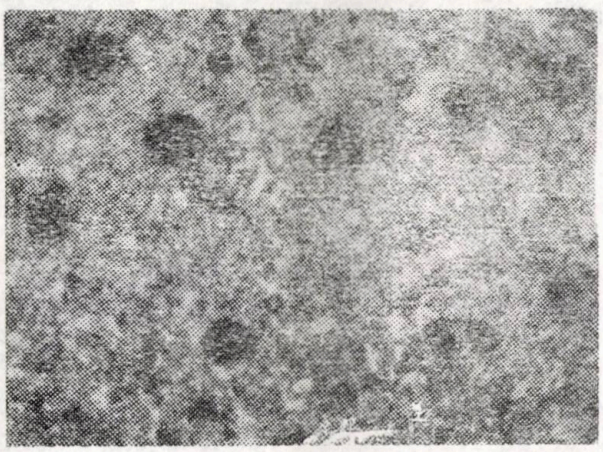
a



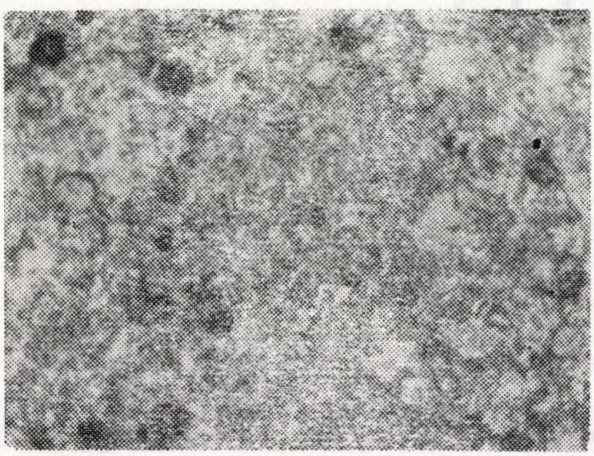
d



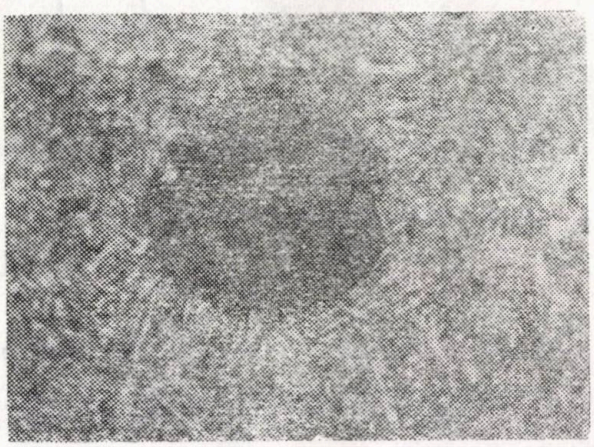
b



e



c



f

Fig. 4. Structura fontelor cu grafit nodular, după tratament termic (aliere Ni—Mo): T_{iz} — 300° (*a,b*), 350°C (*c,d*), 400°C (*e,f*); *a,c,e* — mărire 150: 1; *b,d,f* — mărire 600: 1

Evoluția proprietăților este determinată de componenta masei metalice de bază, rezultată în urma reacției bainitice, influențată direct de către temperatura la care a avut loc aceasta (fig. 4).

O structură care conține bainită inferioară și martensită, rezultată în urma transformării la 300°C, conferă fontelor caracteristici ridicate în ceea ce privește rezistența mecanică și la uzare, la o tenacitate la limita inferioară. Pe măsură ce crește această temperatură, în structură scade pînă la dispariție proporția de martensită și se formează bainita superioară, cu efecte pozitive asupra tenacității.

Aceste valori sînt direct influențate de către structura inițială a fontelor, un rol determinant avînd compactitatea grafitului și omogenitatea structurală. Se remarcă faptul că la fonta nr. 3, la care s-a realizat o compactitate mai mare a grafitului și un grad mai avansat de finisare a acestuia, precum și o cantitate mai scăzută de carburi, se obțin cele mai ridicate valori ale alungirii. Faptul că nu au fost atinse performanțele caracteristicilor mecanice (îndeosevi alungirea) poate fi pus pe seama structurii în stare turnată, nu în totul corespunzătoare, și pe seama gradului scăzut de aliere adoptat. În ceea ce privește influența alierii, se constată faptul că aceasta a dus la o îmbunătățire a caracteristicilor mecanice, fără însă să apară diferențieri nete între diferitele variante de aliere utilizate.

O comparație între caracteristicile mecanice ale fontelor cu grafit nodular standard (STAS 6071-75) și cele bainitice, rezultate în urma experimentărilor, este efectuată în figura 5, cu luarea în considerare și a unor date prezentate în lucrarea [2]. Se remarcă faptul că atît gradul de aliere cît și structra în stare turnată și temperatura la care s-a realizat transformarea bainitică influențează structura și caracteristicile mecanice finale.

Domeniile de variație a rezistenței și durității fontelor bainitice sînt amplasate în continuarea

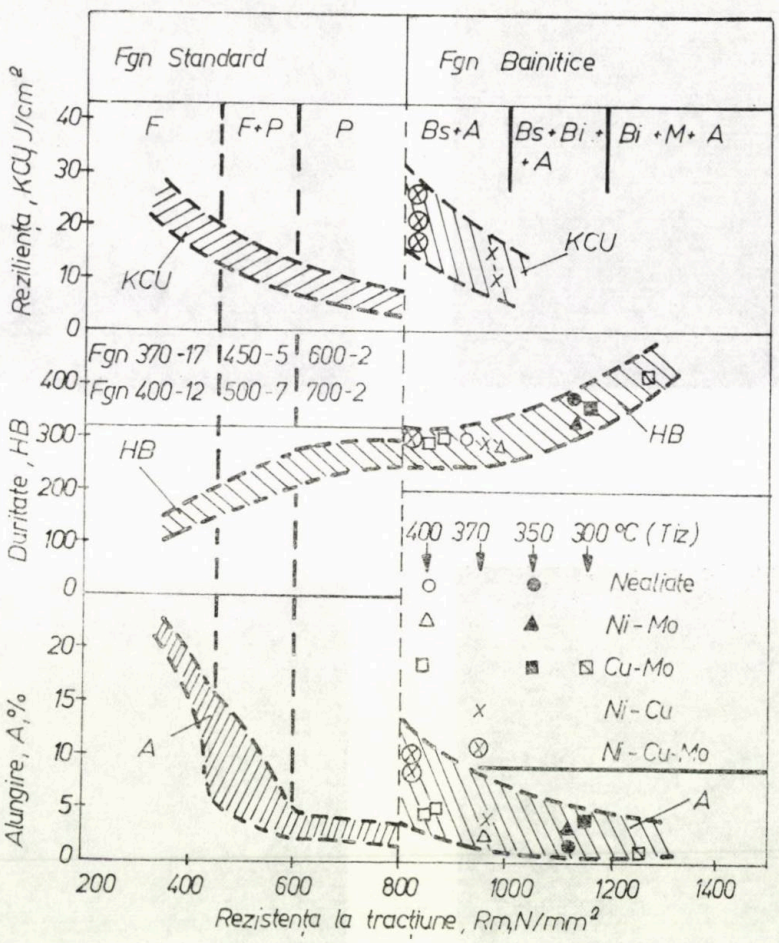


Fig. 5. Comparație între caracteristicile mecanice ale Fgn standard (STAS 6071-82) și Fgn bainitice:

T_{iz} — temperatura de menținere izotermă; F — ferită; P — perlită; Bs — bainită superioară; Bi — bainită inferioară; M — martensită; A — austenită; Ni—Mo (0,64 % Ni i+ 0,3 % Mo); Cu — Mo (0,55 % Cu + 0,34 % Mo); Ni—Cu (0,48 % Ni + 0,59 % Cu); Ni—Cu—Mo (0,77 % Ni + 0,65 % Cu + 0,2 % Mo)

irectă a celor semnalate în cazul fontelor feritoerlitice, în timp ce, pentru alungire și rezilienţă, e înregistrează salturi spectaculoase.

La durităţi de același ordin de mărime ca și cel l fontelor cu grafit nodular perlitice (250—300 *HB*), fontele bainitice cu structură conținînd bainită superioară și austenită realizată a temperaturi de transformare izotermă de peste 350°C sînt caracterizate prin valori ale alungirii și rezilienţei de ordinul fontelor feritice și feritoperlitice, dar cu rezistenţe de 2—3 ori mai mari.

Temperaturi de transformare izotermă de ordinul 300—350°C au dus la o masă metalică conţinînd atît bainită inferioară cît și superioară, realizîndu-se durităţi în domeniul 300—400 *HB* și rezistenţe peste 1000 N/mm², în condiţiile în care alungirea se păstrează la valori sesizabile (2—8%). Astfel de fonte sînt superioare celor standard îndeosebi prin faptul că realizează o îmbinare a caracteristicilor de rezistenţă mecanică și la uzare, de plasticitate și tenacitate.

Menţineri izoterme la temperaturi de pînă la 300°C au dus la obţinerea unor structuri conţinînd și martensită alături de bainita inferioară, ceea ce a asigurat rezistenţe peste 1200 N/mm² (duble faţă de FgnP și triple faţă de FgnF), durităţi peste 400 *HB* (cu peste 100 *HB* mai mari decît la FgnP), în condiţiile în care alungirea este cel puţin egală cu cea a fontelor perlitice.

La toate aceste categorii de fonte, o structură în stare turnată, conţinînd separări de grafit cu grad ridicat de compactitate și finisare, și o masă metalică fără cementită liberă creează premisele obţinerii unor caracteristici mecanice la valori ridicate.

Reunind datele obţinute în experimentările proprii cu cele existente în literatura de specialitate, a fost întocmită corelaţia dintre principalele caracteristici mecanice și temperatura de menţinere izotermă, prezentată în figura 6.

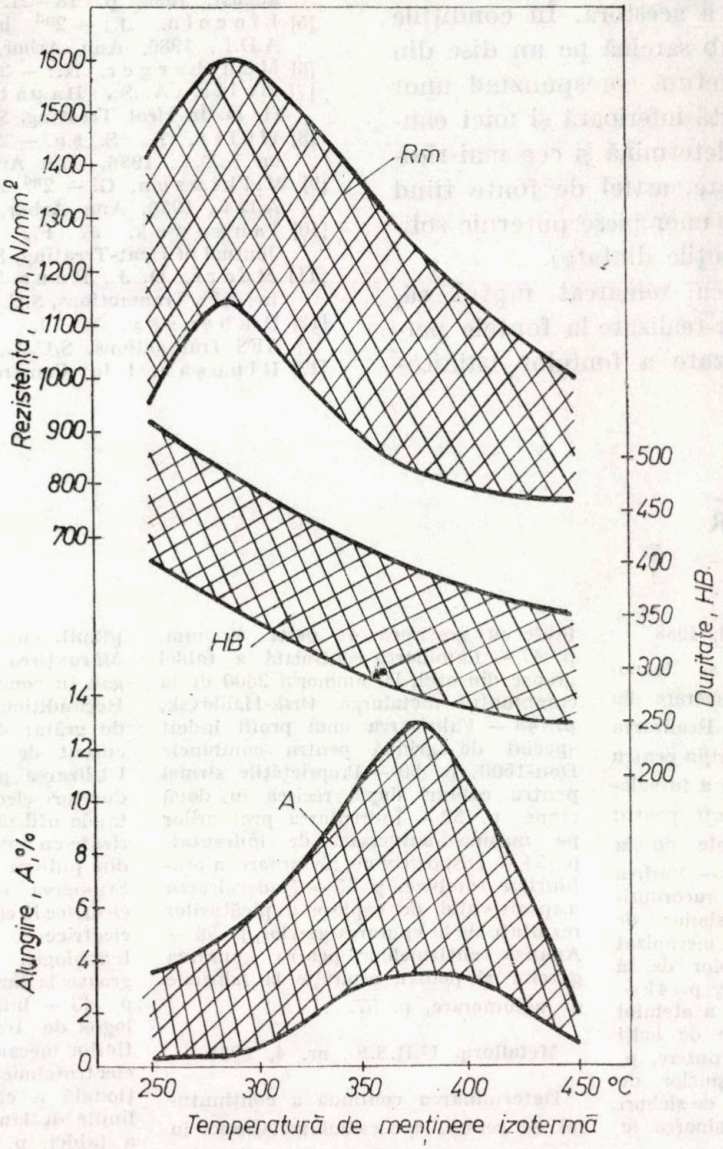


Fig. 6. Caracteristicile mecanice principale ale fontelor cu grafit nodular bainitice, în funcţie de temperatura de menţinere izotermă

Se remarcă atît performanţele pe care le-au atins acest nou material cît şi domeniile largi de variaţie ale acestora, ceea ce evidenţiază existenţa unei multitudini de factori care concură la obţinerea unor anumite caracteristici. În toate cazurile, o structură de turnare corespunzătoare plasează valorile obţinute în cea de a doua jumătate a intervalului de variaţie, în caz contrar acestea putînd fi chiar sub domeniile menţionate.

Pe de altă parte, valorile rezistenţei şi alungirii au de regulă o variaţie în sens contrar (la rezistenţe mari corespund alungiri la valori mai mici), în timp ce duritatea păstrează sensul de variaţie a rezistenţei.

Determinînd schimbări în ceea ce priveşte componenţa masei metalice, şi ca atare şi duritatea fontelor, temperatura la care se realizează transformarea bainitică influenţează direct şi comportarea la uzare a acestora. În condiţiile unei frecări uscate, sub sarcină pe un disc din oţel manganos, o structură corespunzînd unor durităţi ridicate (bainită inferioară şi mici cantităţi de martensită) determină şi cea mai ridicată rezistenţă la uzare, astfel de fonte fiind utilizate la producerea unor piese puternic solicitate în acest sens (roţile dinţate).

Trebuie, de asemenea, remarcat faptul că, la durităţi egale cu cele realizate la fontele perlitice, rezistenţa la uzare a fontelor bainito-austenitice este superioară. Se realizează, deci o combinare deosebit de utilă între rezistenţă la uzare şi caracteristicile de plasticitate şi tenacitate ale fontelor cu grafit nodular.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoşan, I., Sofroni, L.: *Fonta cu grafit nodular bainitică — un nou material cu caracteristici deosebite* Bucureşti, Ed. tehnică TCCM, vol. 2, 1987, p. 185—197

[2] Ripoşan, I., Demeni, Z., Vlădoiu, M. *Fonte cu grafit nodular bainitice, cu tenacitate şi plasticitate ridicată.* În: Metalurgia, R.S.R., nr. 7, 1988

[3] Ripoşan, I., Sofroni, L., Demeni, Z. Kopuşi, C., Nicolescu, C.: A 10-a Conferinţă naţională de turnătorie, Reşiţa, mai, 1987.

[4] * * * — 2nd International Conference on Austemper Ductile Iron — A.D.I., martie, 1986, Ann Arbor, Michigan, S.U.A.
În: Fonderie — Fondeur D'aujord'hui, Franţa, mai 1986, p. 13—17;
În: Modern Casting, S.U.A., iunie, 1986, p. 35—39
În: Foundry Management and Technology, S.U.A., august, 1986, p. 18—21.

[5] Lincoln, J.: — 2nd International Conference on A.D.I., 1986, Ann Arbor, Michigan, S.U.A.

[6] Mühlberger, N.: — 2-nd International Conference

[7] Holtz, A. S., Bapat, R. S., Critchfield H. H. În Heat Treating, S.U.A., iulie, 1986, p. 22—25

[8] Holtz, A. S. ş.a. — 2nd International Conference on A.D.I., 1986, Ann Arbor, Michigan, S.U.A.

[9] Wilkinson, G. — 2nd International Conference on A.D.I., 1986, Ann Arbor, Michigan, S.U.A.

[10] Iankowak, J. F., Gundlach, R. B. In Journal of Heat-Treating, S.U.A., iunie, 1985, p. 25—31

[11] Moore, D. J., Rous, T. N., Rundman, K. B In: AFS Transactions, S.U.A., 1985, vol. 93, p. 705—718

[12] Dubensky, W. J., Rundman, K. B. In AFS Transactions, S.U.A., 1985, vol. 93, p. 389—394

[13] Ripoşan, I. In: Construcţia de Maşini, R.S.R., 1988

REVISTA REVISTELOR

Metallurg, U.R.S.S., nr. 3, 1988

Modernizarea utilajelor şi tehnologiei în fabricile de aglomerare din R. S. S. Ucraineană, p. 35 — Realizarea unor sisteme de montaj de sprijin pentru scurtarea duratei de reparaţii a furnalelor, p. 37 — Schele suspendate pentru sudarea îmbinărilor verticale de la mantalele furnalelor, p. 39 — Mărirea duratei de funcţionare a racordurilor de la camerele maşinilor de aglomerare, p. 40 — Sector mecanizat pentru repararea dispozitivelor de la gurile de vînt ale furnalelor, p. 41 — Agregat tandem de elaborare a oţelului în flux direct cu arzătoare de bolţi de gaze şi oxigen de mare putere, p. — Îmbunătăţirea calităţii şinelor de cale ferată, p. 45 — Producţia de sleburi turnate continuu pentru laminarea în table cu grosimea de peste 40 mm, p. 47 — Laminarea controlată a tablei groase din oţel, la laminorul 2800 de la combinatul metalurgic Orsk-Halilovsk, p. 48 — Fabricarea unui profil îndoit special de grindă pentru combinele Don-1500, p. 50 — Proprietăţile sîrmei pentru cabluri după răcirea în două etape, p. 52 — Îndreptarea profilurilor pe maşina universală de îndreptat, p. 54 — Dispozitiv de răsturnare a profilurilor rombice, p. 55 — Modernizarea dispozitivului de captare a picăturilor rezultate de la epurarea gazelor, p. 56 — Analiza cheltuielilor pentru epurarea gazelor şi pentru aspiraţie la fabricile de aglomerare, p. 57.

Metallurg, U.R.S.S., nr. 4, 1988

Determinarea continuă a conţinutului de cenuşă a cocsului metalurgic în pîlniile cu cîntar de la furnale, p. 28 — Mărunţirea aglomeratelor calde de mangan în concasorul cu fălci, p. 30 — Recondiţionarea şi consolidarea barelor de grătar de la maşinile de prăjit cu curent de înaltă frecvenţă, p. 32 — Utilizarea pulberilor la fabricarea produselor electrotehnice, p. 35 — Avantajele utilizării pulberilor de fier, pulverizate cu apă, p. 36 — Oţel de construcţii din pulberi materiale la cald, p. 38 — Studierea eficienţei utilizării energiei electrice la elaborarea oţelului în cuptoare electrice cu arc, p. 39 — Perfecţionarea tehnologiei de fabricaţie a benzil groase la linia de laminare la cald 1700, p. 43 — Influenţa parametrilor tehnologici de tratament asupra caracteristicilor mecanice ale oţelurilor izotropice electrotehnice, p. 44 — Exploatarea raţională a cilindrilor de sprijin de la liniile de laminare la rece şi de dresare a tablei, p. 46.

ing. Katona N., dr. ing. Tăutu G.,
dr. ing. Farkaș, G.
ICPMSN – Cluj-Napoca
dr. ing. Cosneanu C.
ICSITPSCM – București

Comportarea în amestecurile crude de formare a noilor tipuri de bentonite BENTOMIX-HB și BENTOMIX-HC condiționate cu adaosuri carbonice

Z: 621.746.01

Sistemul cel mai răspîndit de formare la turarea fontei se bazează pe folosirea amestecurilor crude, compuse din nisip cuarțos, argilă, pă, adaosuri carbonice și aditivi pentru îmbunătățirea caracteristicilor specifice ale amestecurilor [1].

Adaosurile carbonice au un rol dublu : asigură ompensarea dilatării termice a cuarțului și rotejează suprafața pieselor turnate împotriva derenței amestecului de formare [2].

Efectul adaosurilor carbonice asupra calității suprafețelor pieselor turnate este direct egat de capacitatea acestora de a forma carbon ucios pe suprafața granulelor de nisip în conițiile desfășurării procesului de turnare a pieelor [3]–[6]. Carbonul lucios ia naștere din idrocarburile volatile aromate degajate de daosurile carbonice sub influența temperaturii idicate a materialului topit, în atmosfera reducătoare a produselor de piroliză. Procesul de ormare a carbonului lucios este determinat de ompoziția, temperatura și viteza de formare a produselor volatile.

Compoziția adecvată a produselor volatile poate fi asigurată de către produsele organice compuse din carbon și hidrogen cu conținut cît mai redus de oxigen, azot, sulf și alte elemente și cu un raport ridicat de carbon/hidrogen. Din această grupă fac parte produsele naturale cu conținut ridicat de compuși policiclici aromatici (huile, asfalt, anumite tipuri de țiței etc.), produse de prelucrare a acestora (bitumuri, gudroane, cocsuri, uleiuri grele, reziduuri de distilare petrochimice etc.), făină de lemn, polimeri sintetici etc.

Produsele volatile degajate în intervalul de temperatură de 400–700°C au cea mai ridicată capacitate de formare a carbonului lucios. În același timp, acest interval de temperatură este și cel optim pentru depunerea carbonului lucios.

Viteza de degajare în timp a gazelor din adaosurile carbonice trebuie să fie moderată, să se asigure atingerea unei stări optime de echilibru, în vederea repartiției uniforme a stratului de carbon lucios pe suprafața granulelor de nisip, cu prevenirea producerii șocurilor de vapori. Formarea produselor volatile din adaosurile carbonice trebuie să înceapă la o temperatură de cca 400°C și trebuie să fie un proces lent.

Utilizarea adaosurilor carbonice, pe lîngă efectele pozitive asupra calității suprafeței pieselor turnate, asigură și alte avantaje substanțiale în amestecurile de formare cum ar fi [6], [7]:

— creșterea rezistenței mecanice;
— diminuarea umidității;
— reducerea consumului de bentonită.

Introducerea în amestecurile de formare a adaosurilor carbonice sub formă de preamestecuri cu bentonita elimină necesitatea măcinării produselor carbonice în turnătorii, cu toate inconvenientele acestei operații : pericol de explozie, poluarea intensivă a mediului de lucru etc.

Rezultate experimentale

În urma cercetărilor efectuate au fost elaborate două sortimente de bentonite de turnătorie condiționate cu adaosuri carbonice :

— sortimentul Bentomix–HB condiționat cu huilă și bitum;
— sortimentul Bentomix–HC condiționat cu huilă și cocs petrochimic.

Sortimentele condiționate au fost caracterizate comparativ cu cel necondiționat prin determinarea proprietăților fizico-chimice termice și mecanice, precum și prin efectuarea unor probe de turnare.

Principalele proprietăți fizico-chimice, evidențiate în tabelul 1, denotă faptul că la sortimentele condiționate, chiar dacă au un conținut de bentonită substanțial redus, cifra bentonitică rămîne ridicată, iar gradul de micronizare a adaosurilor carbonice nu diferă de gradul de micronizare a bentonitei.

Capacitatea de generare a carbonului lucios a sortimentelor condiționate este de 3,7%, ceea ce, în cazul înglobării a 8 % liant în amestecul de formare, asigură un conținut de carbon lucios de cca 0,3%.

Caracteristicile termice ale celor două bentonite condiționate sînt puse în evidență în figurile 1 și 2 prin analiză termodiferențială. Se poate remarca începerea pierderii produselor volatile în jurul temperaturii de 200°C. Pierderea prin calcinare la 400°C este de 4% (din care volatile organice 2,75%), iar la 700°C este de 15,5%, respectiv 15,0% (din care volatile organice 12,0%, respectiv 11,5%). Pierderea de calcinare, în final, la 1000°C este de 22,4%, respectiv 21,15%

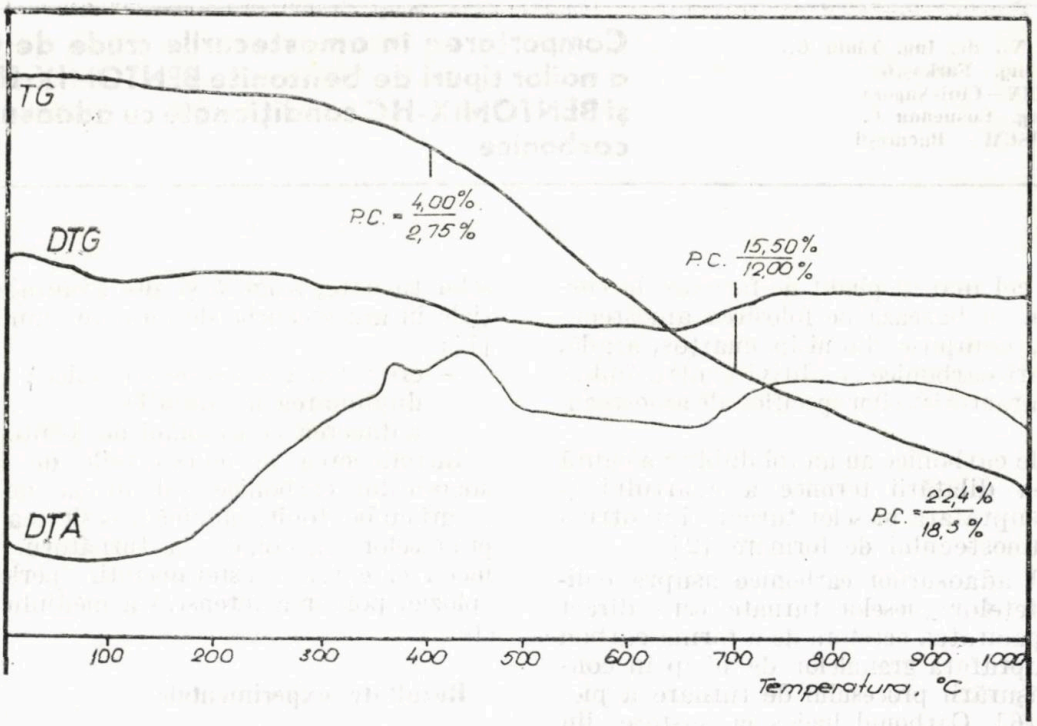


Fig. 1. Curbele de analiză termodiferențială a produsului Bentomix-HB

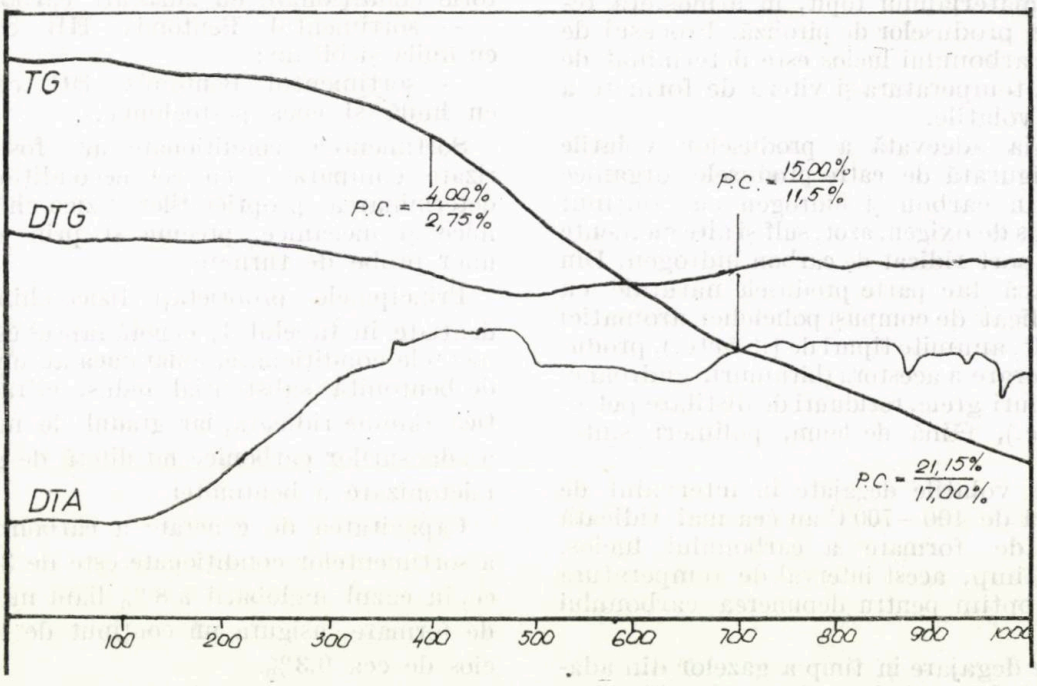


Fig. 2. Curbele de analiză termodiferențială a produsului Bentomix-HC

(din care volatile organice 18,3%, respectiv 17%). În domeniul de temperatură de 400—700°C, are loc volatilizarea produselor organice în proporție de cca 51,0%. Curbele termogravimetrice și termodiferențiale indică o viteză constantă de degajare a produselor volatile pe tot domeniul de calcinare.

Proprietățile mecanice ale bentonitelor condiționate, în comparație cu bentonita de bază, sînt evidențiate în tabelul 2, iar variația acestor proprietăți în funcție de umiditatea amestecului este redată în figura 3.

Cu toate că în sortimentele condiționate conținutul de liant este substanțial redus datorită

înglobării adaosurilor carbonice, rezistențele la compresiune în stare crudă sînt apropiate de cea asigurată de bentonita necondiționată : 7,8 N/cm², respectiv 7,5 N/cm² față de 8,2 N/cm². Variația acestui parametru în funcție de umiditatea amestecului (fig. 3, *a*) în cazul bentonitelor condiționate este mai mică.

De asemenea, acestea asigură la umidități mici rezistențe superioare bentonitei necondiționate.

Umiditatea optimă a amestecului preparat cu Bentomix—HB este mai scăzută (2,25%) decît umiditatea optimă (2,5%) a amestecurilor preparate cu bentonita de bază, respectiv Betomix—HC.

Permeabilitatea amestecurilor crude de formare preparate cu sortimentele Betomix—HB și Bentomix—HC este ușor inferioară permeabilității amestecului preparat cu bentonita de bază. Variația permeabilității amestecurilor în funcție de umiditate (fig. 3, *b*) descrie curbe ascendente asimptotice cu pante mai accentuate la începutul intervalului, demonstrînd creșterea exponențială a parametrului evidențiat, în funcție de creșterea umidității.

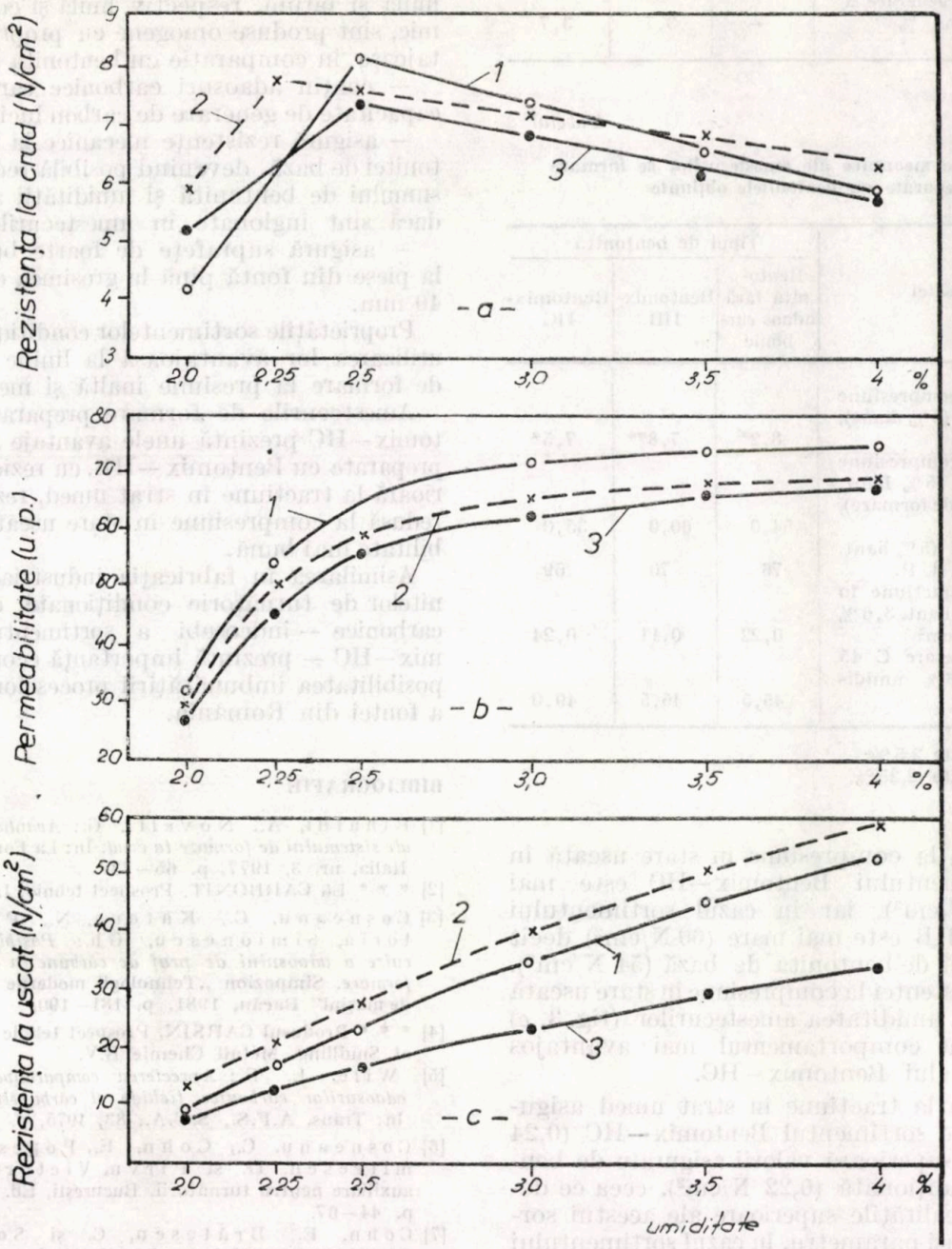


Fig. 3. Variația în funcție de umiditate a unor caracteristici mecanice ale amestecurilor de formare preparate cu 5% liant și nisip de Arghireș cu (M 50) = 0,20 mm și Gu = 68%: 1 — bentonită de bază; 2 — Bentomix-HB; 3 — Bentomix-HC

Tabelul 1

Principalele caracteristici fizico-chimice ale bentonitelor preparate

Caracteristici	Tipul bentonitei		
	Bentonită fără adaos carbonic	Bentomix-HB	Bentomix-HC
Pierderea la calcinare, %	5,52	22,4	21,15
Granulația (rest pe sita de 0,063 mm), %	3,5	4,1	3,6
Cifra bentonitică	0,99	0,99	0,99
Umiditatea, %	6,1	4,6	5,5
Capacitatea de generare a carbonului lucios, %	—	3,7	3,7

Tabelul 2

Proprietățile mecanice ale amestecurilor de formare preparate cu bentonitele obținute

Caracteristici	Tipul de bentonită		
	Bentonită fără adaos carbonic	Bentomix-HB	Bentomix-HC
Rezistența la compresiune în stare crudă (5% liant), N/cm²	8,2*	7,8**	7,5*
Rezistența la compresiune în stare uscată (5% liant, 4% umiditate de formare), N/cm²	54,0	60,0	35,0
Permeabilitatea (5% liant, 4% umiditate), U.P.	76	70	69
Rezistența la tracțiune în strat umed (8% liant, 3,6% umiditate), N/cm²	0,22	0,11	0,24
Gradul de îndesare C 45 (8% liant, 3,6% umiditate), %	45,5	45,5	49,0

* — umiditate 2,5%;
** — umiditate 2,25%.

Rezistența la compresiune în stare uscată în cazul sortimentului Bentomix—HC este mai mică (35 N/cm²), iar în cazul sortimentului Bentomix—HB este mai mare (60 N/cm²) decît cea asigurată de bentonita de bază (54 N/cm²). Variația rezistenței la compresiune în stare uscată în funcție de umiditatea amestecurilor (fig. 3, *c*) demonstrează comportamentul mai avantajos al sortimentului Bentomix—HC.

Rezistența la tracțiune în strat umed asigurată de către sortimentul Bentomix—HC (0,24 N/cm²) este superioară valorii asigurate de bentonita necondiționată (0,22 N/cm²), ceea ce demonstrează calitățile superioare ale acestui sortiment. Același parametru, în cazul sortimentului Bentomix—HB, are valoare mai scăzută (0,11 N/cm²).

Valorile gradului de îndesare C 45 ale amestecurilor preparate cu sortimente condiționate (45,5%, respectiv 49%) demonstrează o formabilitate bună.

La efectuarea probelor de turnare, folosirea sortimentelor Bentomix—HB și Bentomix—HC a asigurat suprafețe de foarte bună calitate la piese pînă la grosimea de perete de 40 mm.

Concluzii

Sortimentele de bentonită de turnătorie Bentomix—HB și Bentomix—HC obținute experimental prin condiționarea unor bentonite cu huilă și bitum, respectiv huilă și cocs petrochimic, sînt produse omogene cu proprietăți avantajoase în comparație cu bentonita de bază:

— conțin adaosuri carbonice care asigură o capacitate de generare de carbon lucios de 3,7%;

— asigură rezistențe mecanice la nivelul bentonitei de bază, devenind posibilă reducerea consumului de bentonită și umidității amestecului, dacă sînt înglobate în amestecurile de bază;

— asigură suprafețe de foarte bună calitate la piese din fontă pînă la grosimea de perete de 40 mm.

Proprietățile sortimentelor condiționate permit utilizarea lor avantajoasă la liniile mecanizate de formare la presiune înaltă și medie.

Amestecurile de formare preparate cu Bentomix—HC prezintă unele avantaje față de cele preparate cu Bentomix—HB, cu rezistență superioară la tracțiune în strat umed, rezistență mai redusă la compresiune în stare uscată și formabilitate mai bună.

Asimilarea în fabricația industrială a bentonitelor de turnătorie condiționate cu adaosuri carbonice — îndeosebi a sortimentului Bentomix—HC — prezintă importanță economică prin posibilitatea îmbunătățirii proceselor de turnare a fontei din România.

BIBLIOGRAFIE

[1] Rinaldi, A., Novelli, G.: *Avantajele tehnologice ale sistemului de formare la crud.* În: La Fonderia Italiana, Italia, nr. 3, 1977, p. 65—73.

[2] * * * Lü CARBONIT, Prospect tehnic, Lungen, R.F.G.

[3] Cosneanu, C., Katona, N., Pîrvu, Victoria, Simionescu, Gh.: *Posibilități de înlocuire a adaosului de praf de cărbune în amestecurile de formare.* Simpozion „Tehnologii moderne în construcția de mașini" Bacău, 1981, p. 181—190.

[4] * * * Produsul CARSIN, Prospect tehnic nr. CAR/E 54 at Snuilling. Metall Chemie B.V.

[5] Wile, L. E.: *Aprecierea comparativă a influenței adaosurilor carbonice lichide și cărbunelui pulverulent.* In: Trans. A.F.S., S.U.A., 83, 1975, p. 115—120.

[6] Cosneanu, C., Cohn, E., Popescu, B., Dumitrescu, D. și Pîrvu, Victoria: Materiale auxiliare pentru turnătorii. București, Ed. tehnică, 1983, p. 44—67.

[7] Cohn, E., Brătescu, C. și Sofroni, L.: *Contribuții la studiul amestecurilor de formare cu bentonită de Valea Chioarului.* In: Construcția de mașini, R.S.R. nr. 12, p. 1 059—1 067.

INTREPRINDEREA PRODUCE:

CARBOCHIM CLUJ

CLUJ-NAPOCA
Piata 1Mai nr.3
Telefon 32047
Telex 31364

MATERIALE ELECTROCARBUNOASE

(de diferite sortotipuri)

- ELECTROZI SIDERURGICI

ELECTROZI DE CRAITUIRE

- ELECTROZI DE BATERII

EXPORTATOR:

electroexportimport

BUCURESTI
Calea Victoriei nr.216
Telefon: 502870 Telex: 11388

E3280

KOH

REFERÁLVA

METALURGIA

1989 APR 0 1

11

METALURGIA • BUCUREŞTI • ANUL XL • NR 11 • NOIEMBRIE 1988

Şos. Olteniţei nr. 105
Tel. 34. 20. 45 ; 34 34 45
79 670 — Bucureşti

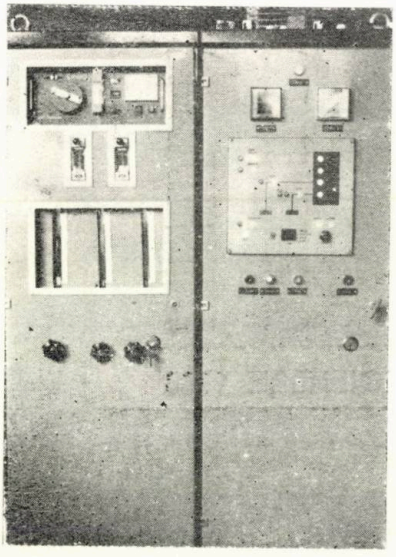
ICSITPSCM—Bucureşti produce instalaţii pentru obţinerea atmosferelor controlate

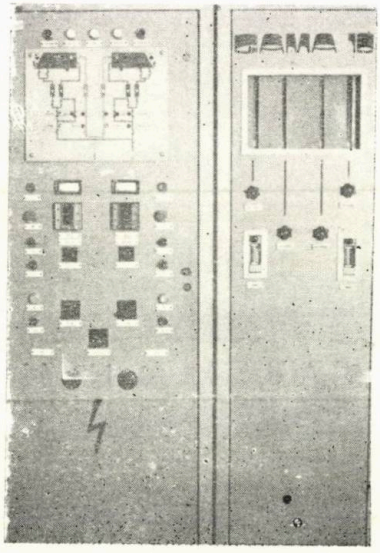
- Generatoare de atmosferă controlată tip endogaz : ENDOROM 20E ; 40E ; 60E
- Instalaţii de producere a atmosferei controlate din lichide organice şi azot : IPALO-2 ; GAMA-10
- Instalaţii de purificare gaze : IPN-2 ; IPN-25 ; IPA-2
- Aparatură de control şi reglare a parametrilor
- Analizoare de gaz tip APR

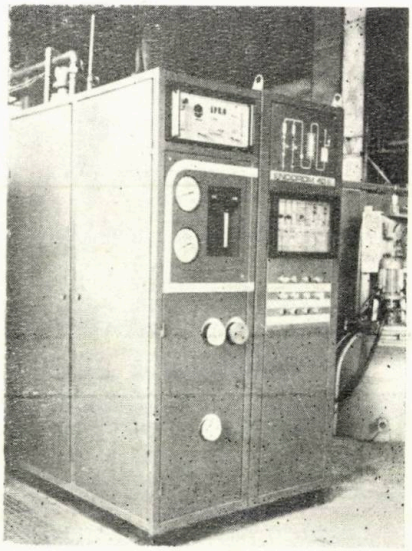
La cerere ICSITPSCM proiectează şi execută instalaţii de producere a atmosferei controlate pentru procese de încălzire, carburare, nitrurare, sinterizare, brazare, la debite şi compoziţii solicitate de beneficiar.

The Technological Institute for Hot Processing manufactures :

Installations for the production of controlled atmospheres
- Endogas controlled atmosphere generators : ENDOROM 20 E, 40 E, 60 E
- Installation for the production of controlled atmosphere from organic liquids and nitrogen : IPALO-2 ; GAMA-10
- Installations for gas epuration : IP-2 ; IPN-25 ; IPA-2
- Equipment for parameter control and adjustment
- APR gas analysers







METALURGIA

Anul 40 Nr. 11 Noiembrie 1988

CUPRINS

Novac, C. şi Dascălu, P.: **Spargerea piloţilor la încărcarea bateriilor de cocsificare cu tehnologia şarjei comprimate.** 489

Abagiu, A., Bertalan, Georgeta, şi Mihalache, Florina: **Produse carborundice cu conţinut în carbură de siliciu între 50 şi 90%, legate cu lianţi chimici.** 495

Adler, O.: **Limitele de valorificare a resurselor energetice refolosibile produse în industria metalurgică.** . . . 498

Dumitrescu, T., Ivănescu, Al., Niţă, P. şi Cosneanu, C.: **Fonte de înaltă puritate obţinute prin convertizare cu oxigen şi prin carburare din fonte brute de primă fuziune.** 504

Mihu, V., Ionescu, A., Moiceanu, Ionica, Brabie, V., Toboc, P. şi Neagu, G.: **Cercetări privind dezoxidarea oţelurilor cu magneziu.** 509

Coşmeleaţă, Georgeta, Bădină, C. şi Gherghişor, G.: **Aspecte privind microalierea cu niobiu a oţelurilor crom-molibden utilizate la confecţionarea tubulaturii instalaţiilor pentru forajul de mare adîncime.** 513

Domşa, S. şi Constantinescu, V.: **Molibdenul în oţelurile şi aliajele anticorosive (inoxidabile) şi refractare.** . . 519

Dijmărescu, A., Urseanu, A. şi Bălcea, Gheorghiţa: **Termodinamica procesului de desulfurare a fontei.** 523

Ripoşan, I.: **Domenii de utilizare a fontei cu grafit nodular bainitice şi eficienţa înlocuirii oţelului turnat şi forjat.** 528

Ubiţă, Gh., şi Rădulescu, M. : **Cercetări experimentale privind modificarea fontelor în strat superficial.** . . 532

REVISTA REVISTELOR 493, 497, 522, 527

RECENZII 503, 508

.Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la
ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă.
P.O. Box 136—137. Telex: 11 226
BUCUREȘTI, str. 30 Decembrie, nr. 3

Președintele colegiului de redacție: prof. dr. ing. L. SOFRON

Tehnoredactor: MARIETA RUBȚOV

Redactor: **Elena Pârvu**

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice și al Consiliului Național al Inginerilor și Tehnicienilor din Republica Socialistă România — Redacția și administrația, București, str. Mendeleev 21 — 25, sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituțiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — Filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informația", str. Brezoianu nr. 23—25, București

---

I.P. „Informația" — c. 2587

CONTENTS

DC : 662.741.3

Novac, C. and *Dascălu, P.*: **The breaking of pilots when loading batteries coking on the basis of the compressed load method**

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 489–493

DC : 662.741.3 ; 621.743.422

Abagiu, A., Bertalan, Georgeta and *Mihalache, Florina*: **Carborundum products with 50–90% SiC content, bound with chemical binders**

In order to ensure high physical and chemical characteristics for silicon carbide products, the authors try to apply a combined chemical and ceramic binding process, while reducing the binding phasis rate in the total mass of the finished refractory material. The paper presents actual examples of binding manufacturing, manufacturing phases and sample processing, as well as the results of laboratory test.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 495–497

DC : 621.3.016.4

Adler, O.: **The limits of the better use of recovered energy resources obtained in the iron and steel industry**

The paper analyses the factors which determine the reduction of the theoretical potential of the recovered energy resource to a very low level of the used energy. The authors reviews the main reasons which may lead to the impossibility of achieving the expected performances.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 498–503

DC : 66.046.562.2 ; 669.13

Dumitrescu, T., Ivănescu, Al., Niță, P. and *Cosneanu, C.*: **High purity cast iron obtained by basic oxygen furnace processing and by carburization from first smelting pig iron**

The paper presents the characteristics of the pig iron necessary for the production of ferritic structure nodular graphite cast iron, the technological process for high purity cast iron by blast furnace pig iron refining and the specific consumptions of cumulated energy.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 504–508

DC : 669.046.55 ; 669.14

Mihu, V., Ionescu, A. Moiceanu, Ionica, Brabie, V., Toboc, P. and Neagu, G.: **Researches on the deoxidation of steel with magnesium**

From literature and from their own experiments, the authors have reached the following conclusions:

— non-metallic inclusions in steels may be modified with a view to obtaining certain globular shapes by the use of magnesium under the form of a prealloy;

— the necessary modifying quantity ranges between 0,03 and 0,05% Mg;

— the fluidity of cast steel increases considerably, while improving the casting conditions and the macrostructure of cast products.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 509–512

DC : 621.785 ; 621.73

Coşmeleață, Georgeta and *Bădină, C.*: **Aspects of niobium microalloying of chrome-molybdenum steels used to the manufacturing of deep-well drilling plant pipes**

The paper presents the results of the experimental researches on the steelmaking of steels with improved technological and operation characteristics, able to replace the chrome-molybdenum steels used to the manufacturing of drilling pipes and of oil pipelines.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 513–518

DC : 669.28 ; 669.018.45

Domșa, S. and Constantinescu, V.: **Molybdenum in anticorrosive and refractory steels and alloys**

The paper deals with the influence of molybdenum on the structure of anticorrosive and refractory alloys and steels, as well as of nickel alloys.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 519–522

DC : 669.162.267.6

Dijmărescu, A., Urseanu, A. and *Belcea, Gheorghița*: **The thermodynamics of the iron desulphurizing process**

The paper presents certain thermodynamic considerations on the iron desulphurization by CaO and MgO, as well as the calculation of oxygen activity in the case of the cast iron saturated with carbon at 1 300, 1 400 and 1 500°C.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 523–527

DC : 621.746.01 : 669.131.622

Ripoșan, I.: **Fields of application of nodular graphite bainitic cast iron and the efficiency of the replacement of cast and forged steel**

The paper presents briefly the main categories of parts produced nowadays made of nodular graphite bainitic cast iron, pointing out the advantages of replacing steel and other types of cast iron. The parts mentioned are the following; gear wheels, gears, mechanisms, cranckshafts for thermal motors, parts for trucks, parts for heavy facilities from the material building industry, the mining industry, the processing industry and different tools.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p 528–531

DC : 621.743.5 ; 669.13

Albiță, Gh. and Rădulescu, M.: **Experimental researches on the modification of gray cast iron in the superficial layer**

The researches pointed out the fact that the depth to which the modifying effect is felt depends on the grainsize and on the way of stabilishing the modifiers; the assimilation of the modifier is easier when its grainsize is smaller.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 532–536

INHALT

DK : 662.741.3

Novac, C. und *Dascălu, P.* : **Brechen der Pilots während der Beschickung der Koksofenbatterien, anhand des Verfahrens der zusammengedrückten Schmelze**

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 489—493

DK : 662.741.3 ; 621.743.422

Abagiu, A., Bertalan, Georgeta und *Mihalache, Florina* : **Karborundische Produkte mit 50—90 % SiC-Gehalt die mit chemischen Bindemitteln gebunden werden**

Mit dem Ziel der Sicherung von höherliegenden physikalisch-chemischen Eigenschaften, auf Basis von Karborund wird die Anwendung eines kombinierten Verfahrens für das keramisch-chemische Binden und die Verminderung der Bindephasen aus der gesamten Masse des finiten hitzebeständigen Werkstoffs verfolgt. Die Arbeit bestätigt einige Beispiele von Mischungen, sowie einige Herstellungs- und Verarbeitungsphasen von Prüflingen und einige Ergebnisse der Laborversuche.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 495—497

DK : 621.3.016.4

Adler, O. : **Grenzen der Verwertung der wiederverwendbaren Energiequellen aus der metallurgischen Industrie**

In der Arbeit werden einige Faktoren, die zur Bestimmung der Verminderung des theoretischen Potentials der wiederverwendbaren Energiequellen beitragen, bis zum niedrigsten Grade der nützlich wiederverwerteten Energie, analysiert. Es werden ebenfalls die wichtigsten Gründe die, im Falle der vorhandenen Rückgewinnungsanlagen, zur Nichterfüllung der erwarteten Leistungen geführt haben, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 498—503

DK : 66.046.562.2 ; 669.13

Dumitrescu, T., Ivănescu, Al., Niță, P. und *Cosneanu, C.* : **Hochreines Gusseisen, das durch Sauerstoffumwandlung und Aufkohlung von Vorschmelzeisen erzielt wird**

In der vorliegenden Arbeit werden die Eigenschaften der Gusseisensorten die bei der Herstellung des Gusseisens mit Kugelgraphit mit ferritischer Struktur, der Arbeitsvorgang der Herstellung des hochreinen Gusseisens, durch Frischen des Roheisens im Hochofen, sowie der spezifische Energieverbrauch dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 504—508

DK :669.046.55 ; 669.14

Mihu, V., Ionescu, A., Moiceanu, Ionica, Brabie, V., Toboc, P. und Neagu, G. : **Erforschungen beteffend das Stahldesoxydieren mittels von Magnesium**

Aus dem Fachschrifttum und den Versuchen geht hervor, dass :

— die nichtmetallischen Einschlüsse aus den Stählen werden, für die Erzielung einiger kugelförmigen Formate, durch Einsatz von Magnesium als Vorlegierung modifiziert ;

— die betreffende Impfstoffmenge wurde um 0,03—0,05 % Mg geschätzt ;

— die Einführung des auf Mg-Basis hergestellten Impfstoffs wird nach dem Desoxydieren des Stahls mit Aluminium durchgeführt ;

— die Giessbarkeit des gegossenen Stahls wächst gleichzeitig mit der Verbesserung der Giessbedingungen und der Makrostruktur der Gussstücke.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 509—512

DK : 621.785 ; 621.73

Coșmeleață, Georgeta und *Bădină, C.* : **Ansichten zum Niobiummikrolegieren der Chrom-Molybdän — Stähle, die bei der Herstellung der Rohrleitungen der Tiefbohranlagen eingesetzt werden**

Die Arbeit enthält die Ergebnisse der experimentellen Versuche die zur Erzielung einiger höherwertigen Stähle, die bei der Herstellung der Bohrstangen und der Rohrleitungen für die Erdölförderung die Chrom-Molybdän — Stähle ersetzen können.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 513—518

DK : 669.28 ; 669.018.45

Domșa, S. und Constantinescu, V. : **Molybdän in Stähle und in korrosions — und hitzebeständigen Legierungen**

Die Arbeit spiegelt den Einfluss des Molybdäns auf der Struktur der Stähle und der korrosions — und hitzebeständigen Legierungen, sowie auf den Nickel-Basis Legierungen wieder.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 519—522

DK : 669.162.267.6

Dijmărescu, H., Urseanu, A. und *Belcea, Gheorghița* : **Thermodynamik der Roheisenentschwefelung**

In der vorliegenden Arbeit werden einige thermodynamische Aspekte, angesichts der Entschwefelung des Roheisens mit CaO und MgO, sowie die Ermittlung der Aktivität des Sauerstoffs im Falle eines Gusseisentyps das mit Kohlenstoff bei 1300, 1400 und 1500° C gasättigt wurde, dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 523—527

DK : 621.746.01 ; 669.131.622

Ripoșan, I. : **Einsatzbereiche des bainitischen Gusseisens mit Kugelgraphit und die Wirksamkeit des Ersatzes von gegossenen und geschmiedeten Stahl**

Die Arbeit bestätigt die grundlegenden Sorten von Werkstücken aus bainitischen Gusseisen mit Kugelgraphit indem die Vorteile des Ersatzes des Stahls und anderer Gusseisensorten hervorgehoben werden, und zwar : Zahnräder, Getriebe, Mechanismen, Kurbelwellen für thermische Motoren, Bestandteile der Kraftfahrzeuge, Komponente schwerer Rüstungen aus der Baustoffindustrie, Bergbau-und Verarbeitungsindustrie, andere Werkzeuge.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 528—531

DK : 621.743.5 ; 669.13

Albiță, Gh. und Rădulescu, M. : **Experimentelle Erforschungen betreffend der Änderung des Graueisens aus Oberflächenschichten**

Aus den durchgeführten Erforschungen ging hervor, dass die Tiefe bei welcher der Modifizierungseffekt erhalten wird abhängig von der Körnigkeit und von der Anheftungsmethode der Modifizierungsmittelnist. Die Assimilierung des Modifizierungsmittels wird leichter durchgeführt wenn die Körnigkeit geringer ist.

Die betreffende Modifizierungsmethode kann bei der Kokillenherstellung angewandt werden.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 532—536

SOMMAIRE

CD : 662.741.3

Novac, C. et Dascălu, P. : **La cassure des pilots au cours du chargement des batteries de cokéfaction par la méthode de la charge comprimée.**

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 489—493

CD : 662.741.3 ; 621.743 422

Abagiu, A., Bertalan, Georgeta et Mihalache, Florina : **Produits carborundiques à 50—90 % SiC liés par liants chiques**

Dans le but d'assurer des caractéristiques physiques et chimiques élevées pour les produits à base de carbures de silicium, les auteurs appliquent un processus mixte de liage chimique-céramique et de diminution de la teneur en phase liante du poids total du matériel réfractaire fini. L'article présente des exemples concrets d'obtention des mélanges, les étapes de réalisation et d'usinage des éprouvettes, de même que les résultats des essais effectués en laboratoire.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 495—497

CD : 621.3.016.4

Adler, O. : **Les limites de la mise en valeur des ressources énergétiques reutilisables de l'industrie métallurgique**

L'article analyse les facteurs qui déterminent la diminution du potentiel théorique des ressources énergétiques réutilisables jusqu'au niveau beaucoup plus bas de l'énergie mise en valeur. On présente également les causes principales qui provoquent, dans le cas des installations de récupération construites, le non accomplissement des performances escomptées.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 498—503

CD : 66.046.562.2 : 669.13

Dumitrescu, T., Ivănescu, Al., Niță, P. et Cosneanu, C. : **Fontes de haute pureté obtenues par le convertissage à oxygène et par la carburation des fontes de première fusion**

L'article présente les caractéristiques des fontes utilisées à la fabrication de fontes à graphite nodulaire à structure ferritique, le processus technologique d'obtention des fontes de haute pureté par l'affinage de la fonte de première fusion et les consommations spécifiques d'énergie cumulée.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 504—508

CD : 669.046.55 ; 669.14

Mihu, V., Ionescu, A. Moiceanu, Ionica Brabie, V., Toboc, P. et Neagu, G. : **Recherches sur la désoxydation de l'acier à magnésium**

A partir de la littérature de spécialité et des expériments effectués, les auteurs ont tirés les conclusion suivantes :

— on peut modifier les inclusions nonmétalliques des aciers à même d'obtenir des formes globulaires par l'utilisation du magnésium en tant que préalliage ;

— la quantité de modificateur nécessaire est située dans l'intervalle 0,03—0,05 % Mg ;

— l'introduction du modificateur basé sur magnésium a lieu après la désoxydation de l'acier par l'aluminium ;

— la fluidité de l'acier coulé augmente considérablement, tout en améliorant les conditions de coulée et la macrostructure des produits coulés.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 509—512

CD : 621.785 ; 621.73

Coșmeleață, Georgeta et Bădină, C. : **Le microalliage par niobium des aciers au chrome — molybdène utilisés à la fabrication des tuyauteries pour le forage à grande profondeur**

L'article présente les résultats des recherches expérimentales concernant la fabrication des aciers à caractéristiques technologiques et opératoires supérieures, qui puissent substituer les aciers au chrome — molybdène utilisés pour fabriquer les tiges de forages et les canalisations pétrolières.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 513—518

CD : 669.28 ; 669.018.45

Domșa, S. et Constantinescu, V. : **Le molybdène dans les aciers et dans les alliages anticorrosifs et réfractaires**

L'article analyse l'influence du molybdène sur la structure des aciers et des alliages anticorrosifs et réfractaires de même que sur les alliages de nickel.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 519—522

CD : 669.162.267.6

Dimărescu, A., Urseanu, A. et *Belcea, Gheorghița* : **La thermodynamique du processus de désulfuration de la fonte**

L'article présente certaines considérations thermodynamiques sur la désulfuration de la fonte par CaO et MgO de même que le calcul de l'activité de l'oxygène dans le cas d'une fonte saturée au carbone à 1300, 1400 et 1500°C.

Metaurgia 40 (1988), nr. 11, p. 523—527

CD : 621 746.01 ; 669.131.622

Ripoșan, I. : **Domaines d'utilisation des fontes bainitiques à graphite nodulaire et l'efficacité de la substitution de l'acier coulé et forgé**

L'article présente les principaux types de presses produites en fontes à graphite nodulaire tout en soulignant les avantages de la substitution de l'acier et d'autres type de fontes : roues dentées, engrainages, mécanismes ; vilebrequins pour moteurs thermiques ; pièces pour vehicules moteurs ; pièces pour outillages utilisés dans l'industrie des matièries de constructions, dans l'industrie minière, manufacturière et d'autres outils.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 528—531

CD : 621.743.5 : 669.13

Albiță, Gh., et Rădulescu, M. : **Recherches expérimentales sur la modification des fontes grises en état superficiel**

Les recherches effectuées ont demontré que la profondeur jusqu'à laquelle est ressentit l'effet modificateur depend de la granulation et de la manière de fixaxion des modificateurs ; l'assimilation du modficateur est plus simple lorsque sa granulation est plus fine.

La métode de modification présentée peut être appliquée dans la pratique industrielle pour l'obtention des lingotières et des coquilles.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 532—536

СОДЕРЖАНИЕ

ДК: 662.741.3

Новак, К. и Даскэлу, П.: **Разрушение столба при загрузке коксовых батарей технологией уплотненной шихты**

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 489—493

ДК: 662.741.3: 621.743.422

Абаджиу, А., Берталан, Джеорджета и Михалаке, Флорика: **Карборудные изделия с 50—90%SiC, химически связанные**

Для обеспечения высоких физико-химических характеристик изделий на основе карбида кремния исследуется применение этого смешанного способа химической связки и снижение таким образом процента связывающей фазы в общей массе готового огнеупорного материала. Работа представляет конкретные примеры получения смесей, этапы реализации и обработки проб, а также и результаты проведенных лабораторных тестов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 495—497

ДК: 621.3.016.4

Адлер, О.: **Пределы освоения оборотных энергетических ресурсов в металлургической промышленности**

В работе анализируются факторы, определяющие уменьшение теоретического потенциала оборотных энергетических ресурсов до более низкого уровня полезной освоеной энергии. Также представлены основные причины ведущие в случае сооруженных рекуперационных установок к нереализации ожидаемых достижений.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 498—503

ДК: 66.046.562.2: 669.13

Думитреску, Т. Ивэнеску, А. Ницэ, П. и *Коснеану, К.:* **Высокочистый чугун полученный конвертированием кислородом и науглероживанием чугуна первой плавки**

Работа представляет характеристики чугунов, необходимых для изготовления чугунов с шаровидным графитом с ферритной структурой, технологический процесс получения высокочистого чугуна переделом чушкового чугуна и удельные расходы накопленной энергии.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 504—508

ДК: 669.046.55: 669.14

Миху, В., Ионеску, А. Мойчеану, Ионика, Брабие, В., Тобок, П. и Неагу, Г.: **Исследования по раскислению стали магнием**

Авторы пришли к следующим выводам как следствие собственных опытов и из литературы по специальности: неметаллические включения в сталях могут быть изменены для получения шаровидной формы применением магния как промежуточный сплав; необходимое количество модификатора оценивается в пределах 0,03—0,05%Mg; введение модификатора на основе магния имеет место после раскисления стали алюминием; текучесть литой стали растет заметно, улучшая условия разливки и макроструктуру отлитых изделий.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 509—512

ДК: 621.785: 621.73

Кошмеляцэ, Джеорджета и *Бэдинэ, К.:* **Аспекты относительно микролегирования ниобием хром-молибденовых сталей используемых при изготовлении трубопроводов установок для глубокого бурения**

Работа содержит результаты опытных исследований по получению сталей с улучшенными технологическими и эксплуатационными характеристиками, способные заменить хром-молибденновые стали, используемые при изготовлении бурильных труб и нефтепроводов.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 513—518

ДК: 669.28: 669.018.45

Домша, Э. И., Константинеску, В.: **Молибден в антикоррозийных и огнеупорных сталях и сплавах**

В работе представлено влияние молибдена на структуру антикоррозийных и огнеупорных сталях и сплавах, а также и в никелевых сплавах.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 519—522

ДК: 669.162.267.6

Джжмэреску, А., Урсеану, А. и Белчеа, Георгицэ: **Термодинамика процесса обессеривания чугуна**

Работа представляет некоторые термодинамические соображения относительно обессеривания чугуна CaC и MgO, а также и расчет активности кислорода насыщенного чугуна при 1300, 1400 и 1500 °C.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 523—527

ДК: 621.746.01: 669.131.622

Рипошан, И.: **Области использования бейнитового чугуна с шаровидным графитом и эффективность замены литой и кованой стали**

В работе кратко представлены основные категории деталей , изготовленных в настоящее время из бейнитового чугуна с шаровидным графитом, выявляя преимущества замены стали и других типов чугуна: зубчатые колеса, передаточные механизмы; коленчатые валы для дорожных автомашин; детали для тяжелого оборудования в промышленности строительных материалов, горнорудной, обрабатывающей и других промышленностях.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 528—531

ДК: 621.743.5: 669.13

Албицэ, Г., Рэдулеску, М.: **Экеспериментальные исследования по модификации серых чугунов в поверхностном слое**

Проведенные исследования выявили, что глубина при которой осущается изменяющий эффект зависит от зернистости и способа закрепления модификаторов; освоение модификаторов осуществляется легче когда зернистость меньше.

Представленный в работе метод модификации является пригодным при изготовлении изложниц и кокиль.

Metalurgia 40 (1988), nr. 11, p. 532—536

METALURGIA 11

ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA 1988

Ing. C. Novac M.I.M.
şi ing. P. Dascălu IPROMET

Spargerea piloţilor la încărcarea bateriilor de cocsificare cu tehnologia şarjei comprimate

CZ: 662.741.3

Tehnologia cocsificării şarjelor comprimate apărută la începutul secolului, ca o variantă a bateriilor clasice încărcate în vrac, a avut drept scop lărgirea bazei de materii prime prin utilizarea unor cărbuni cu însuşiri mai scăzute de cocsificare şi totodată creşterea productivităţii bateriilor, ca urmare a măririi densităţii încărcăturii prin comprimare.

Pornindu-se de la fenomenele teoretice ale procesului de cocsificare şi de la factorii de influenţă în obţinerea unui cocs de calitate superioară, tehnologia cocsificării şarjelor comprimate a fost permanent îmbunătăţită sub aspect tehnic (încărcarea fără fum, introducerea a două colectoare de gaz brut, modernizarea şi automatizarea maşinilor de comprimat şi de scos uşi etc.), precum şi sub aspect tehnologic (prin alcătuirea şarjelor complexe, utilizarea granulaţiei optime, în funcţie de capacitatea de cocsificare a componenţilor, folosirea degresanţilor adecvaţi, îmbunătăţirea regimului termic etc.), astfel încît în prezent se poate obţine un cocs metalurgic cu caracteristici superioare cu toate că utilizează şi cărbuni inferiori (huile de gaz şi flambante) care depăşesc în unele uzine 50% din şarja supusă cocsificării.

În cele ce urmează se vor face referiri la un fenomen specific întîlnit în uzinele cocsochimice, cu tehnologia încărcării şarjelor comprimate, şi anume la spargerea piloţilor la încărcarea camerelor de cocsificare (fig. 1).

Pentru preîntîmpinarea acestui fenomen, simplu la prima vedere dar care, în cazul repetării frecvente, poate genera accidente grave în exploatare mergîndu-se pînă la scoaterea prematură din funcţiune a bateriilor de cocsificare, se vor prezenta cauzele spargerilor de piloţi, efectele tehnico-economice ale acestora şi principalele măsuri care trebuie luate pentru eliminarea acestui fenomen nedorit din practica cocseriilor cu tehnologia încărcării şarjelor comprimate.

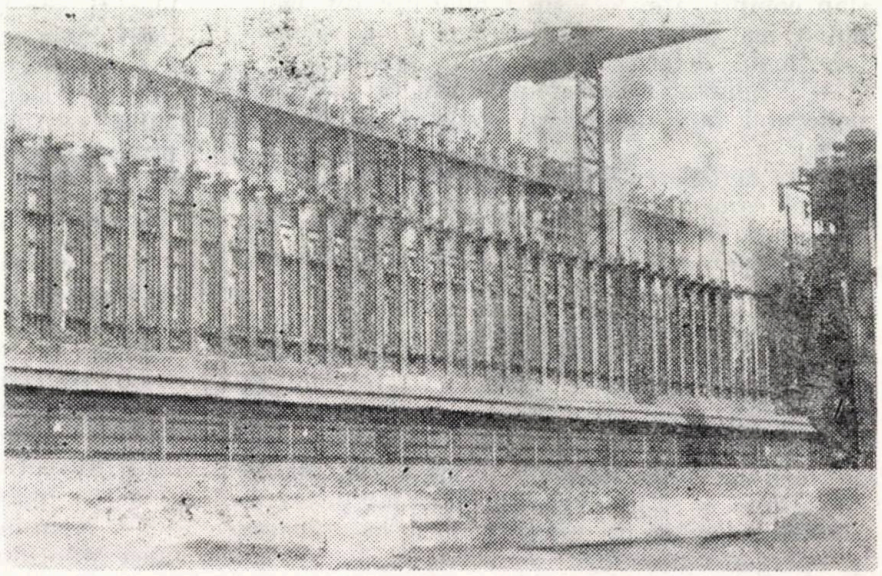


Fig. 1. Vedere generală a unei baterii de cocsificare cu încărcare a şarjei prin comprimare

Principalele cauze ale spargerii piloților

Cauze de natură mecanică

— Denivelarea căii de rulare a mașinii de comprimare-încărcare, prin tasarea în timp a acesteia:

Denivelarea căii de rulare atrage după sine dificultăți în fixarea mașinii în dreptul camerei de cocsificare datorită schimbării planeității, a podețului și a tălpii lăzii pe care este susținut pilotul, în așa fel încît să nu mai poziționeze exact pe pragul camerei.

Diferența negativă de nivel dintre talpa pilotului și pragul camerei determină, datorită tendinței de urcare a tălpii pe prag, producerea trepidațiilor care sînt transmise și în pilotul de șarjă și a căror tensiune poate să ducă la crăparea sau spargerea lui.

— Modificarea geometriei lăzii de comprimare a pilotului:

Modificarea geometriei lăzii de comprimare poate fi constantă atunci cînd nu se respectă planeitatea pereților laterali, ca urmare a nereglării periodice a șuruburilor de la stîlpii de susținere ai acestora, sau prin neretragerea completă a peretelui mobil la ladă. De asemenea, deformarea lăzii este posibilă și în cazul desprinderii tălpii unui mai care, fiind înglobat în șarjă, poate să preseze pe pereții laterali pînă la deformare.

În acest caz, pivotul va depăși lățimea maximă admisibilă iar la introducerea în cameră poate să lovească rama și să ducă la dislocarea unei părți din pilotul de șarjă.

— Deteriorarea maiurilor de la sistemul de comprimare sau scoaterea acestora din funcțiune:

Deteriorarea maiurilor de la mașina de comprimare sau lipsa parțială a lor duce la imposibilitatea realizării densității prescrise pe întreaga lungime a pilotului. Astfel, zonele mai slab comprimate, la ieșirea pilotului din ladă, devin instabile, iar la cea mai mică vibrație imprimată determină spargerea acestuia.

— Reglarea necorespunzătoare a înălțimii podețului față de pragul camerei de cocsificare:

Prin nereglarea înălțimii podețului față de pragul camerei de cocsificare, pilotul, la introducerea în cameră, are tendința să seîncline, iar prin crăparea lui să permită dislocarea unei cantități de șarjă.

— Deteriorarea tălpii lăzii de comprimare:

Talpa lăzii de comprimare se poate deforma prin uzură avansată în timp, sau datorită staționării accidentale în camera de cocsificare o perioadă îndelungată, ceea ce face ca, la introducerea acesteia o dată cu pilotul în cameră, se să producă trepidații iar prin tensiunile transmise în pilot să ducă la crăparea și spargerea acestuia.

— Defectarea ghidajului tălpii lăzii de comprimare:

Prin uzură în timp, ghidajul tălpii se deteriorează, astfel încît la deplasarea tălpii se produc șocuri care, transmise în pilot, determină spargerea acestuia.

— Uzura avansată a pereților lăzii de comprimare:

Prin uzura avansată a pereților lăzii de comprimare, respectiv prin subțierea tablei, ca urmare a eroziunii, aceștia cedează în timpul comprimării și apare așa-zisul „pilot umflat". De asemenea, în porțiunile erodate ale pereților laterali aderă cărbunii care, în momentul împingerii pilotului în cameră prin tensiunile create, determină spargerea lui.

— Nereglarea corespunzătoare a înclinării plăcii frontale a lăzii și bocului:

Dacă placa frontală a lăzii și a bocului nu are înclinare corespunzătoare, la deplasarea pilotului spre cameră și respectiv la retragerea bocului, capetele pilotului din față și din spate se sparg antrenînd porțiuni mari din pilot.

— Nefuncționarea dispozitivului de degrafitare a camerelor de cocsificare:

În cazul grafitării avansate a camerelor de cocsificare datorită lipsei dispozitivului de degrafitare sau a suflării cu aer comprimat, secțiunea camerei este micșorată prin depuneri succesive de grafit, ceea ce face ca la introducerea pilotului să se producă dislocări ale părții superioare a acestuia, care pot antrena porțiuni din pilot.

— Modificarea geometriei camerei de cocsificare:

Modificarea geometriei camerei de cocsificare poate fi produsă de nerespectarea tehnologiei corecte de exploatare (încărcarea-descărcarea unor camere în vecinătatea unor camere goale, utilizarea unor șarje cu presiuni anormale de cocsificare, forțarea anormală a pereților la încercările de evacuare a piloților blocați etc.), prin deplasarea pereților astfel încît lățimea camerei să fie micșorată.

În acest caz, la încărcarea camerei cu un pilot cu lățime normală, în momentul contactului cu pereții din porțiunea îngustată se produc frecări puternice care duc la crăparea și la dislocarea unei părți din pilot.

Cauze de natură tehnologică

— Nerespectarea numărului de straturi la încărcarea lăzii și comprimarea pilotului:

Dacă încărcarea lăzii și comprimarea șarjei se fac în mai puțin de șase straturi, densitatea realizată este mai mică, ceea ce duce la o diminuare a greutății pilotului și, implicit, la o scoatere de cocs metalurgic mai mică și la o micșorare a stabilității pilotului la introducerea în camera de cocsificare.

— Neuniformitatea comprimării pe lungimea pilotului:

În cazul mașinilor de comprimare la care maiurile se deplasează în lungul lăzii, dacă nu se respectă timpul optim de comprimare și nu se asigură o bătătorire uniformă pe toată lungimea lăzii, pilotul nu are suficientă stabilitate la încărcare și se sparge.

— Nerespectarea umidității optime a șarjei supuse comprimării:

În cazul în care umiditatea șarjei este mai mică de 8,5% nu se realizează o coeziune satisfăcătoare a particulelor de cărbune la comprimare, ceea ce face ca pilotul să aibă o stabilitate nesatisfăcătoare și orice vibrație la încărcare să ducă la spargeri.

— Introducerea defectuoasă a fascinelor în lada de comprimare:

Pentru a realiza rolul de armare a pilotului, introducerea fascinelor trebuie să se facă uniform pe toată secțiunea și înălțimea lăzii de comprimare, iar direcția ramurilor acestora să corespundă cu sensul de înaintare a pilotului.

Nerespectarea acestor condiții duce la crearea unor tensiuni care produc spargerea pilotului la încărcarea în cameră.

— Poziționarea incorectă a mașinii la introducerea piloților în camere:

Denivelarea mașinii față de cameră, mai mare de 15—20 mm, face ca la introducerea pilotului acesta să lovească rama, ceea ce provoacă spargerea lui.

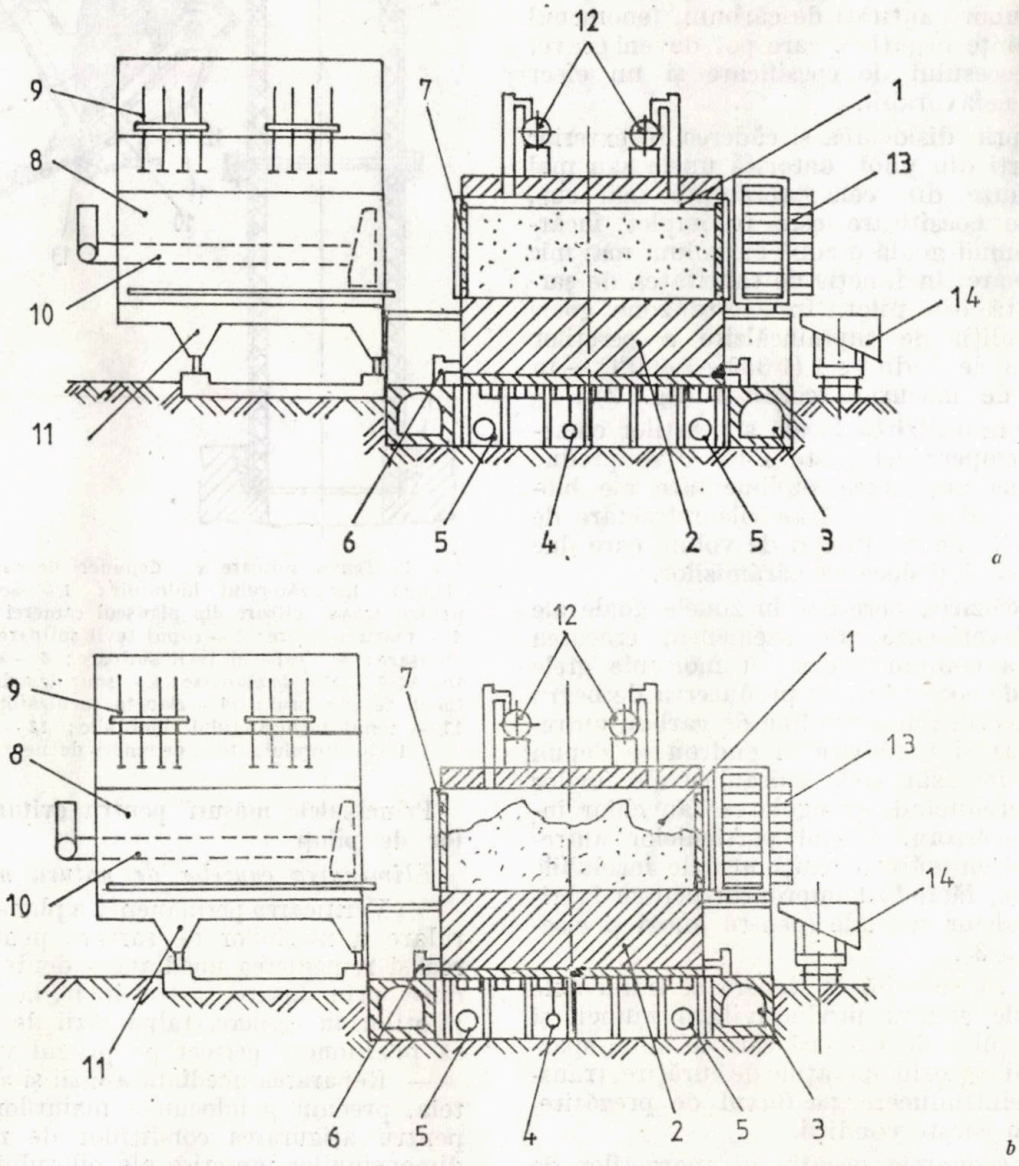


Fig. 2. Secțiune prin camera de cocsificare: *1* — cameră; *2* — regeneratoare; *3* — canale de fum; *4* — conducta de gaz de cocs; *5* — conducte de gaz de furnal; *6* — supape de gaz-aer; *7* — ușa cuptorului; *8* — lada mașinii de șarjare; *9* — mai pentru comprimare; *10* — împingător; *11* — mașina de șarjare; *12* — colectoare de gaz; *13* — mașina de scos uși și ghidare a cocsului; *14* — vagon de stingere
a — cameră încărcată complet (cu pilot întreg); *b* — cameră încărcată incomplet (cu pilot parțial spart)

— Nerespectarea granulației optime a componentelor și a șarjei de cocsificare:

Depășirea limitelor prevăzute de instrucțiunile tehnologice pentru supragranulație (fracția peste 3 mm) și subgranulație (fracția sub 0,5 mm) are efecte negative asupra gradului de comprimare determinînd o micșorare a rezistenței pilotului, ceea ce favorizează fisurarea și spargerea acestuia la trepidații.

Efectele tehnico-economice ale spargerilor de piloți

În afara aspectului neplăcut și a dificultăților în deservirea bateriei pe care le produc spargerile de piloți prin căderea și acumularea pe platformă și pe calea de rulare a mașinii de șarjare a unor cantități de cărbuni, fenomenul are consecințe negative, care pot deveni grave, asupra procesului de cocsificare și un efect economic nefavorabil.

Astfel, prin dislocarea și căderea în exterior a unei părți din pilot, datorită uneia sau mai multor cauze din cele prezentate mai sus, camera de cocsificare este incomplet încărcată, rămînînd goală o zonă cu volum mai mic sau mai mare, în funcție de cantitatea de șarjă dislocată din pilot. În aceste zone goale există condiții de supraîncălzire a pereților peste limitele admise (1 380—1 400°C — în condițiile de măsurare corectă) (fig. 2).

Prin supraîncălzirea locală a pereților camerelor la temperaturi peste 1 400°C se produc transformări alotropice suplimentare ale bioxidului de siliciu din cărămizile refractare de silica însoțite de modificări de volum care duc la fisurarea și dislocarea cărămizilor.

Supraîncălzirea pereților în zonele goale ale camerei favorizează, de asemenea, cracarea avansată a componentelor cu molecule grele din gazul de cocs brut, cu producerea de negru de fum. Aceste particule fine de carbon antrenate de gaz și înglobate în gudron se depun parțial în închizătoarele hidraulice ale țevilor suitoare, producînd strangularea sau chiar înfundarea acestora. Restul particulelor antrenate în gudron mărește conținutul de insolubile ale acestuia, făcîndu-l impropriu pentru fabricarea smoalelor speciale (pentru anozi și electrozi) (fig. 3).

Trebuie să se aibă în vedere și influențele nefavorabile asupra productivității muncii și asupra prețului de cost pe care le aduc spargerile de piloți prin operațiile de curățire, transport și reintroducere pe fluxul de pregătire, necesare în aceste condiții.

Efectul economic negativ al spargerilor de piloți este resimțit și prin faptul că se reduce corespunzător cantitatea de cocs total și metalurgic prevăzută să se realizeze în camerele respective din piloți normali, diminuîndu-se deci capacitatea de cocsificare, cu implicații negative asupra productivității muncii și asupra prețului de cost.

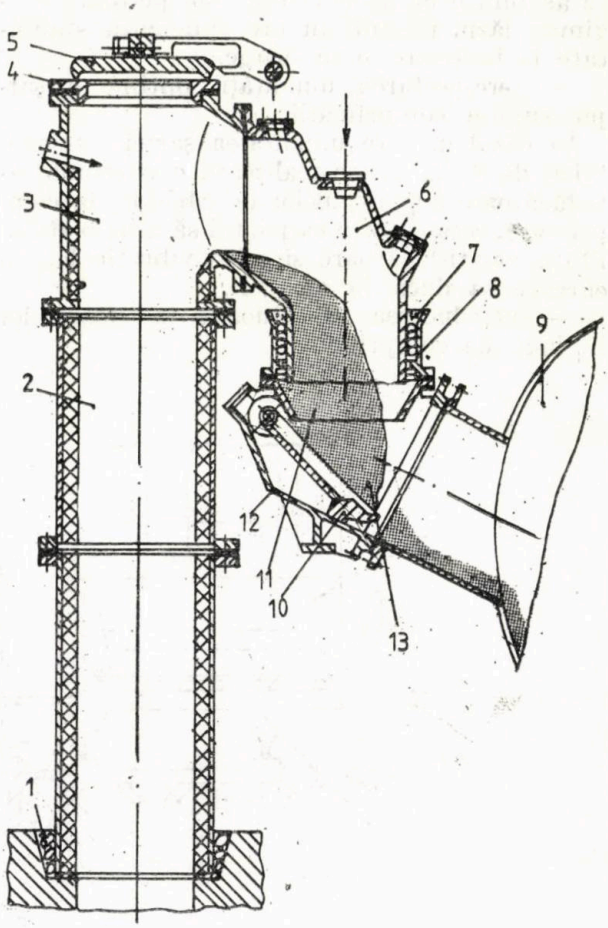


Fig. 3. Țeavă suitoare cu depuneri de negru de fum pe clapeta închizătorului hidraulic: *1* — lăcașul orificiului pentru țeava suitoare din planșeul camerei de cocsificare; *2* — țeava suitoare; *3* — capul țevii suitoare; *4* — ramă de etanșare; *5* — capacul țevii suitoare; *6* — cotul țevii suitoare; *7* — chit de etanșare; *8* — șnur de azbest; *9* — colectorul de gaz brut; *10* — clapeta închizătorului hidraulic; 11 — conul închizătorului hidraulic; *12* — cutia clapetei închizătorului; *13* — depuneri de negru de fum

Principalele măsuri pentru evitarea spargerilor de piloți

Eliminarea cauzelor de natură mecanică

— Verificarea permanentă a planeității căii de rulare a mașinilor de șarjare pentru depistarea și remedierea imediată a denivelărilor produse prin tasare, astfel încît, la introducerea piloților în camere, talpa lăzii de comprimare să poziționeze perfect pe pragul vetrei.

— Repararea imediată a lăzii și a tălpii acesteia, precum și înlocuirea maiurilor deteriorate pentru asigurarea condițiilor de respectare a dimensiunilor prescrise ale pilotului și de comprimare uniformă pe întreaga lungime a acestuia.

— Remedierea zonelor deteriorate ale camerelor de cocsificare prin procedeele tehnice

prevăzute în instrucţiunile de exploatare a bateriilor de cocsificare, pentru a permite deplasarea pilotului în camere fără agăţări.

— Menţinerea în stare de funcţionare a dispozitivelor de degrafitare şi efectuarea operaţiei de îndepărtare a depunerilor excesive de grafit de la partea superioară a camerelor la fiecare descărcare.

Eliminarea cauzelor de natură tehnologică

Cauzele spargerilor de piloţi de natură tehnologică menţionate mai sus sînt datorate în principal indisciplinei tehnologice, atît din partea personalului de deservire a maşinilor de comprimare şi şarjare, cît şi a celorlalţi lucrători.

În consecinţă, se impun măsuri ferme pentru respectarea strictă a disciplinei tehnologice, în special în ceea ce priveşte numărul de straturi la încărcarea lăzii, timpul de comprimare şi comprimarea uniformă pe lungimea pilotului, respectarea umidităţii optime şi a granulaţiei prescrise pe componenţi.

În uzinele cocsochimice unde se respectă cu stricteţe disciplina tehnologică şi unde se măreşte permanent eliminarea cauzelor care produc spargerile de piloţi, fenomenul „piloţilor căzuţi" nu are loc.

REVISTA REVISTELOR

BHM, Austria, nr. 1, 1988

Progrese ale convertizoarelor L D cu suflare prin fund, p.3— Dezvoltarea şi stadiul actual al elaborării oţelului în cuptorul electric cu arc, p. 9 — Dezvoltarea şi utilizarea procedeelor de metalurgie secundară la elaborarea oţelului, p. 25 — Turnarea continuă — stadiul şi dezvoltarea, p. 35 — Tratamentul TM al oţelurilor de construcţie microaliate, p. 42 — Metalurgia oţelurilor superioare şi proprietăţile materialelor, p. 51.

BHM, Austria, nr. 3, 1988

Elaborarea oţelului rapid prin insuflarea prafului NbC într-o topitură de matrice, p. 139 — Aspecte privind aplicarea principiilor metalografice la descrierea structurilor de prelucrare luîndu-se în consideraţie tehnologia sudării, p. 147 — Oxinitrurarea oţelurilor de construcţie, p. 157 — Reducerea consumului de energie în metalurgia neferoasă — principii teoretice, p. 161.

BHM, Austria, nr. 5, 1988

Elaborarea fontei şi oţelului în cuptoarele electrice de reducere moderne, p. 205 — Reducerea minereurilor, p. 211 — Economisirea energiei electrice şi creşterea productivităţii cuptoarelor electrice cu arc, p. 218 — Tehnica de laminare — stadiul actual şi dezvoltarea viitoare, p. 223 — Comportarea la decarburare a băii cu conţinut de crom din convertizorul cu insuflare combinată, p. 228 — Influenţa presiunii înalte la solicitarea la oscilaţii asupra formării fisurilor, extinderii fisurilor şi durabilităţii elementelor de construcţie sudate, din oţeluri de construcţii de rezistenţă superioară călite în apă, p. 237.

BHM, Austria, nr. 7, 1988

Fabricarea şinelor cu capul călit, direct din caldul de laminare, p. 321 — Contribuţie la sudarea prin puncte de rezistenţă a tablei subţiri zincate, p. 326 — Reducerea consumului de energie din metalurgia zincului, p. 333.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 13, 1988

Noi procedee japoneze de elaborare a oţelului, p. 625— Modele de calcul privind consumul de electrozi al cuptoarelor electrice cu arc, p. 635 — Stadiul actual al economisirii energiei primare la exploatarea convertizoarelor în R.F.G., p. 645 — Nou sistem de automatizare a cuptoarelor de tratament termic încălzite cu gaz, p. 655.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 16, 1988

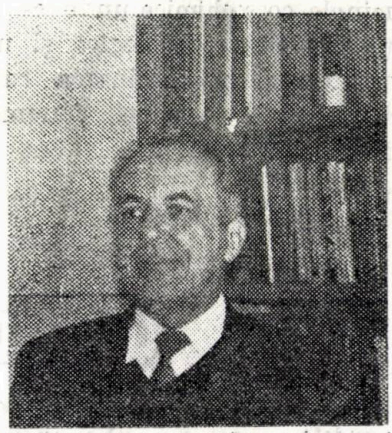
Reproductibilitatea şi măsurarea forţei la deformare a tablei, p. 731 — Influenţa lăţimii şi formei finale la laminarea benzilor preliminare la laminorul de bandă laminată la cald, p. 737 — Controlul procesului la laminarea inelelor cu modele adaptive, p. 745 — Proiectarea unei instalaţii de recoacere continuă a tablei subţiri la firma Hoesch Stahl AG, p. 751 — Contribuţie la dimensionarea construcţiilor portante ale podurilor rulante din uzinele metalurgice. Partea a 2-a : transport, solicitări ale construcţiilor portante, p. 757.

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 5, 1988

Perspectivele planificării şi controlului producţiei în domeniul automatizării turnătoriilor (partea 1), p. 139 — Modelarea matematică a proceselor de solidificare a pieselor turnate în forme metalice, p. 142 — Contribuţii aduse la raţionalizarea asistată de calculator a planificării tehnologice a proceselor de producţie din turnătorii, p. 145 — Contribuţie la determinarea procesului de răcire a pieselor turnate în forme de turnare, p. 151 — Utilizarea unui minicalculator TNS şi evaluarea analizelor termice pentru topiturile de fontă de turnătorie hipoeutectice, p. 156 — Determinarea comportării la umplerea formelor prin încercări model.

Neue Hutte, R.D.G., nr. 7, 1988

Influenţa conţinutului de molibden şi a altor factori asupra rezistenţei la solicitarea de durată a oţelurilor pentru tuburi refractare aliate cu CrMo V, p. 241 — Influenţa nitrurării asupra rezistenţei la solicitarea de durată a oţelului 20MnCr5, p. 245 — Deteriorarea materialelor refractare prin formarea de pori, p. 248 — Aspecte privind stabilizarea termică a austenitei reziduale din oţelul prelucrat la rece 100 Cr6, p. 253 — Determinarea asistată de calculator a parametrilor procesuali, pentru îmbunătăţirea oţelurilor de construcţie, p. 257 — Determinarea curbei de rezistenţă la fisurare şi a tenacităţii la rupere prin procedeul de descărcare parţială, p. 262 — Determinarea curbelor elastoplastice de rezistenţă la fisurare cu ajutorul unor epruvete reduse, p. 269 — Utilizarea aliajelor cu memoria formei, p. 273.



Profesorul Laurentie Sofroni la 60 de ani

Cunoscutul și apreciatul profesor universitar Laurentie Sofroni s-a născut la 23 noiembrie 1928 în comuna Frătăuții Vechi din județul Suceava. A absolvit Facultatea de Metalurgie din cadrul Institutului Politehnic București în anul 1951, iar în anul 1955 a obținut titlul de doctor în specialitatea Turnătorie (Kiev, U.R.S.S.) cu o lucrare de pionierat în domeniul fontelor: Fonte cu grafit nodular, *beneficiind de îndrumarea renumitului profesor K.I. Vascenko.*

A continuat activitatea de cercetare științifică la Centrul de Cercetări Metalurgice al Academiei R.S.R. și apoi la Institutul de Cercetări Metalurgice, fiind șeful Secției turnătorie. Din anul 1968 și pînă în prezent, își desfășoară cu multă dăruire și competență activitatea didactică și științifică în cadrul Facultății de Metalurgie din Institutul Politehnic București. Profesor universitar titular din anul 1970, șef al Catedrei de turnătorie timp de peste un deceniu, este autor a zeci de brevete de invenție și coautor a mai mult de o sută de lucrări de specialitate în domeniul obținerii pieselor turnate. De două decenii îndrumă generațiile de studenți metalurgi și de 15 ani este conducător de doctorat la specialitatea Turnătorie. Dintre lucrările științifice elaborate în domeniul obținerii fontelor, menționăm următoarele:

Fonte modificate cu proprietăți superioare (*1971*); Fonte speciale (*1974*); Elaborarea și turnarea aliajelor (*1975*); Fonte cu grafit nodular (*1978*); Bazele teoretice ale turnării (*1980*); Turnarea prin cădere liberă în forme metalice (*1983*); Fonte cu grafit vermicular (*1984*); Fonte albe rezistente la uzură (*1987*).

Pentru merite deosebite în domeniul cercetării științifice a fost decorat cu Medalia Muncii (1964) și i s-a decernat premiul „Aurel Vlaicu" al Academiei R.S.R. (decembrie 1987).

Cu ocazia aniversării vîrstei de 60 de ani, colectivul de redacție al revistei Metalurgia și cadrele didactice ale Facultății de Metalurgie din Institutul Politehnic București îi urează sănătate, viață lungă și putere de muncă.

LA MULȚI ANI!

Ing. A. Abaglu ICEM
ing. Georgeta Bertalan CCPRA Braşov
şi ing. Florina Mihalache I.P.R. Pleaşa

Produse carborundice cu conţinut în carbură de siliciu între 50 şi 90% , legate cu lianţi chimici

CZ : 662.741.3 ; 621.743.422

Analiza în ansamblu a direcţiilor de dezvoltare şi diversificare sortimentală în domeniul producţiei de materiale refractare din ultimele două decenii permite relevarea cu uşurinţă a tendinţei continue de îmbunătăţire a calităţii produselor, principala cale de rezolvare a problemelor legate de permanenta intensificare a factorilor de solicitare termică, mecanică sau chimică, specifice locurilor de utilizare.

Trebuie să se demonstreze că un rol hotărîtor în acest sens l-a avut creşterea importantă a nivelului calitativ al materiilor prime, în prim plan situîndu-se dezvoltarea producţiei de agregate refractare granulare sintetice, caracterizate prin proprietăţi fizico-chimice şi mecanice deosebit de ridicate.

În categoria acestor materiale, carbura de siliciu se impune drept un produs de vîrf, ai cărui parametri calitativi de bază (rezistenţa mecanică, constanţa de volum în regim de variaţie a temperaturii, pasivitatea la atacul topiturilor sau al agenţilor chimici corosivi, rezistenţa la abraziune) se situează în domenii de valori mult ridicate faţă de agregatele oxidice utilizate în mod curent.

Posibilitatea utilizării unor agregate granulare cu caracteristici deosebit de ridicate a dus la necesitatea aplicării unor tehnologii de fabricaţie apte să asigure valorificarea corespunzătoare a acestora şi la obţinerea unor produse care, din punct de vedere al proprietăţilor, să reflecte saltul calitativ înregistrat de materiile prime.

În acest sens, indiferent de procedeul aplicat pentru formarea produselor, realizarea unei lieri optime a granulelor de agregat reprezintă condiţia fundamentală, fiind cunoscut faptul că, în cazul unui produs refractar, raportul agregat-fază liantă, atît sub formă cantitativă cît şi sub aspectul relaţiilor de interacţiune, determină, în esenţă, valorile parametrilor fizico-chimici ai acestuia.

Referitor la obţinerea produselor refractare carborundice, se poate menţiona că aspectul lierii granulelor de agregat reprezintă o problemă deosebită care decurge din însăşi stabilitatea şi pasivitatea carburii de siliciu, manifestată faţă de majoritatea compuşilor minerali sau chimici utilizaţi drept lianţi refractari, la temperatură ridicată sau chiar în stare topită a acestora.

Din acest punct de vedere, în cazul produselor carborundice, noţiunea de sinterizare la temperatură ridicată trebuie acceptată în sens total diferit faţă de produsele refractare clasice. Considerînd, pentru exemplificare, cazul produselor silico-aluminoase sau aluminoase liate cu argilă, se remarcă dezvoltarea fazei liante ca urmare a reacţiilor la temperatură înaltă decurgînd între liant (argilă), fracţia fină de agregat şi stratul superficial al granulelor cu dimensiuni mai mari, ansamblul acestor interacţiuni desfăşurate în mediul de reacţie eterogen reprezentînd fenomenul de bază caracteristic procesului de sinterizare. O comportare cu totul diferită se observă la produsele carborundice la care, datorită fenomenului de degradare termică pe care îl suferă carbura de siliciu la temperaturi ridicate, atît fracţia fină cît şi zona superficială a granulelor mari nu pot participa la constituirea fazei lichide de reacţie.

Se explică astfel de ce tehnologiile clasice de obţinere a produselor carborundice prevăd asigurarea unui conţinut relativ ridicat în liant de tip argilos (15—25%) şi tratarea termică finală pînă la o temperatură maximă de 1 450—1 480°C.

Practic, în aceste condiţii, formarea fazei liante ceramice are loc fără participarea agregatului granular, dar şi fără riscul deteriorării termice a acestuia, astfel încît în final componenta carborundică se regăseşte înglobată într-o masă ceramică compactă care asigură rezistenţa mecanică a produselor. Merită să se menţioneze faptul că decarburarea într-un grad foarte limitat a carburii de siliciu, în special a fracţiei ultrafine, poate constitui un avantaj, în sensul că un aport sporit de SiO_2 favorizează creşterea ponderii fazelor vitroase în matricea liantă, avînd ca efect mărirea rezistenţei la încovoiere şi abraziune.

În general, produsele carborundice legate cu argilă se realizează cu procente de 40—80% SiC, fiind caracterizate prin rezistenţă la şoc termic, rezistenţă la abraziune şi conductivităţi termice relativ ridicate, comparativ cu produsele silico-aluminoase sau aluminoase de uz curent, obţinute cu acelaşi conţinut în liant ceramic. În ceea ce priveşte rezistenţa la atacul chimic corosiv al atmosferei de lucru (gaze reducătoare, vapori de substanţe agresive) sau al topiturilor (metale, zgure, sticle) nu apar îmbunătăţiri esenţiale, remarcîndu-se în unele cazuri chiar o scădere comparativ cu alte clase de produse, fapt care este în contradicţie cu caracteristicile de bază ale agregatului gra-

nular carborundic. Această deficienţă este uşor de explicat prin conţinutul ridicat în fază liantă ceramică, dezvoltată în condiţii dezavantajoase: aport exclusiv de argilă fin divizată în scopul asigurării unei lucrabilităţi corespunzătoare şi grad redus de vitrifiere datorat arderii la temperatură relativ scăzută, impusă de necesitatea evitării riscului de deteriorare a carburii de siliciu.

Este evident că, în această situaţie, fazei ceramice îi revine rolul de „zonă slabă" în cazul atacului corosiv şi nu granulelor de agregat, care, de regulă, se regăsesc intacte în produsul deteriorat.

Pornind de la considerentele prezentate, lucrarea şi-a propus să analizeze studiul îmbunătăţirii procedeului de liere ceramică a produselor carborundice prin adaos de lianţi chimici refractari, urmărindu-se atît scăderea ponderii fazei liante în masa totală a produselor, cît şi creşterea gradului de rezistenţă a acestei faze la atac corosiv prin modificarea compoziţiei chimice şi a structurii mineralogice.

Au fost astfel abordate problemele privind obţinerea produselor carborundice cu conţinut în SiC variind între 50 şi 90%, drept agregat granular necarborundic fiind utilizată alumina tabulară Alcoa.

Pentru urmărirea influenţei compoziţiei chimice şi a naturii liantului asupra caracteristicilor fizico-mecanice de bază ale produselor a fost realizată o compoziţie granulometrică unică a agregatului refractar, indiferent de conţinutul în SiC. Repartiţia pe fracţii granulometrice este prezentată în tabelul 1.

Pentru constituirea fazei liante s-a asigurat un adaos constant de lianţi chimici speciali, format din tripolifosfat acid de aluminiu (TPPA) şi soluţie de alumină coloidală cu densitate 1,24 g/cm³ (sol. 1,24), precum şi un adaos variabil de liant ceramic.

În tabelul 2 sînt prezentate compoziţiile aplicate la un număr de şase probe, considerate drept reprezentative pentru lucrările de referinţă.

Amestecurile au fost supuse fasonării prin presare la presa hidraulică, cu o presiune nominală de lucru de 400 kgf/cm². După 24 de ore de la fasonare, probele au fost uscate timp de cinci ore în etuvă la temperatura de 105°C, iar apoi arse în cuptor electric la 1 450°C, cu palier de trei ore la temperatura maximă.

După ardere au fost determinate principalele caracteristici fizico-mecanice, testele de laborator fiind efectuate pe epruvete cilindrice cu dimensiunile 50 × 50 mm, mediile rezultatelor obţinute fiind prezentate în tabelul 3.

Tabelul 1

Compoziţia granulometrică a agregatului refractar

Fracţia granulometrică, mm	Conţinutul în procente de masă
2—1	16
1—0,5	20
0,5 —0,2	19
0,2 —0,06	10
0,006—0	35

Tabelul 3

Caracteristicile fizico-mecanice determinate după ardere la 1 450° C

Caracteristicile	Numărul probei:					
	1	2	3	4	5	6
Greutatea volumetrică, g/cm³	2,65	2,70	2,50	2,55	2,45	2,48
Rezistenţa la compresiune, daN/cm²	700	850	650	800	570	750
Densitatea aparentă, g/cm³	2,67	2,70	2,52	2,56	2,45	2,48
Capacitatea de absorbţie, %	6,4	5,6	7,1	6,3	7,8	6,9
Porozitatea aparentă, %	17	15	18	16	19	17

Corespunzător celor menţionate anterior, în urma analizei comparative a rezultatelor obţinute, se remarcă scăderea rezistenţei mecanice şi creşterea porozităţii aparente o dată cu creşterea conţinutului în carbură de siliciu al probei.

După cum se observă din tabelul 2, lierea mixtă chimico-ceramică a probelor s-a asigurat

Tabelul 2

Compoziţiile pe probe ale amestecurilor

Numărul probei	Agregate refractare, %		Alumină reactivă A17, %	Argilă fină U.R.S.S., %	Lianţi chimici kg/100 kg amestec	
	carbură de siliciu	alumină tabulară			TPPA	Sol de alumină coloidală 1,24
1	60	40	—	—	1	4,0
2	60	35	5	—	1	4,0
3	80	20	—	—	1	3,7
4	80	15	5	—	1	3,7
5	90	—	—	10	1	3,5
6	90	—	5	5	1	3,5

în condițiile păstrării constante a adaosului de tripolifosfat acid de aluminiu și soluție de alumină coloidală astfel încît scăderea rezistenței mecanice după ardere este evident determinată de interacțiunea diferită dintre lianții chimici și ceilalți componenți ai amestecurilor. Referitor la influența interacțiunii dintre componentele granulare fine și lianții chimici, se observă că adăugarea unei pulberi de alumină reactivă este de natură să determine o creștere cu 20—30% a rezistenței mecanice, fapt explicabil prin efectul favorabil asupra desfășurării procesului de sinterizare la temperaturile de ardere relativ joase.

În concluzie, se poate arăta că aplicarea unui procedeu de liere mixt, chimico-ceramic, asigură posibilități mult mai largi tehnologiilor de fabricație a produselor carborundice, în primul rînd prin reducerea considerabilă a ponderii lianților ceramici în masa totală a produsului și creșterea, pe această cale, a conținutului granular de bază.

Cîștigul menționat decurge din însuși modul de acțiune a lianților chimici sub formă de suspensii coloidale, respectiv din tixotropia ridicată pe care o asigură amestecurilor granulare și gradul înalt de omogenizare în masa amestecului. Astfel, în cazul produselor cu coținut ridicat în SiC, este asigurată și participarea agregatului carborundic la constituirea fazei liante prin rolul de dispersant pe care micropulberile îl au pentru soluția coloidală, aceasta la rîndul ei asigurînd repartizarea uniformă a componentelor liante ceramice (alumină reactivă, argilă) și realizarea unei lieri foarte bune în condițiile unui conținut redus de asemenea adaosuri.

REVISTA REVISTELOR

Giesserei, R.F.G., — nr. 12, 1988

O turnătorie de fontă din Elveția își modernizează tehnologia, p. 369 — Turnarea sub presiune: de la meserie la fabricarea în serie de precizie. Aspecte privind dezvoltarea instalațiilor de turnare sub presiune pînă în anul 1945. Partea a 6-a (final). Instalații de turnare sub presiune-sistem-metodă de închidere a formei de turnare — turnarea sub presiune a aliajelor de magneziu, p. — 373—Sinteză bibliografică anuală asupra fontei de turnătorie cu grafit nodular (urmare 25), p. 382.

Giesserei, R.F.G., nr. 13, 1988

Procedeul de călire cu gaz Epoxid, cu rezultate favorabile în practică, p. 401 — Cea de-a 32-a sesiune asupra turnătoriei din Austria, cu participarea specialiștilor de peste hotare, p. 409 — Sinteză bibliografică anuală asupra pieselor turnate prin metode de precizie-urmare 5), p. 413.

Giesserei, R.F.G., nr. 15/16, 1988

Posibilități și limite pentru optimizarea materialelor utilizate la componentele autovehiculelor din fontă de turnătorie, p. 459 — Topirea fontei de turnătorie și a aliajelor de aluminiu și cupru în cuptoare mici, încălzite inductiv cu transformator cu circuit oscilant în serie, p. 467 — Efectuarea pe loc a analizei metalului lichid, p. 469 — Sinteză bibliografică anuală asupra cubiloului (urmare 25), p. 469.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 8, 1988

Influența parametrilor structurali asupra proprietăților mecanice ale oțelurilor bifazice, p. 355 — Influența condițiilor de fabricare a benzilor la cald și la rece asupra formării structurii și proprietăților mecanice ale oțelului bifazic, p. 365 — Sudarea oțelului X8 Ni 9, p. 383 — Pachet de programe pentru analizarea cauzelor accidentelor și determinarea pericolelor din producție, p. 391 — Comanda procesului la afinarea în vid a oțelurilor cu conținut ridicat de crom, p. 397 — Investițiile directe pe piața externă înseamnă a fi competitiv în domeniul exportului sau o asigurare a pieții? p. 403.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 13, 1988

Noi procedee de elaborare a oțelului japonez, p. 625 — Modele de calcul privind consumul de electrozi al cuptoarelor electrice cu arc, p. 635 — Stadiul actual al economisirii energiei primare la exploatarea convertizoarelor în R.F.G., p. 645 — Nou sistem de automatizare a cuptoarelor de tratament termic încălzite cu gaz, p. 655.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 14/15, 1988

Modernizarea integrală a producției și a fluxului de materiale pornind de la instalațiile existente, p. 679—Contribuție la dimensionarea construcțiilor portante ale podurilor rulante din uzinele metalurgice. Partea 1. Norme de dimensionare, încercări de exploatare, p. 687—Cercetarea mecanicii fluidelor în domeniul energeticii și al tehnologiei proceselor, p. 697 — Dezvoltarea procedeului Thyssen de brichetare la cald și utilizarea sa la scară industrială, p. 705 — Model de proces al afinării în vid al oțelurilor cu conținut ridicat de crom, p. 711.

Revue de Métallurgie — C.I.T., Franța, nr. 6. 1988

Sistem robotizat pentru zidăria convertizoarelor din oțelării, p. 469 — Productivitate crescută la turnarea continuă a oțelurilor calmate cu aluminiu, p. 475 — Răcirea accelerată a tablei groase la uzina Dillingen, p. 485 — Modul în care societatea Sollac satisface cerințele fabricanților de caroserii din tablă preacoperită electrolitic, p. 493 — Noua linie de galvanizare electrolitică la uzina din Torino a Societății Italsider, p. 503 — Protecția mediului înconjurător în siderurgia franceză. Bilanț și perspective, p. 513 — Utilizarea metalurgică a analizei imaginilor de la microscopia electronică cu baleiaj sau de la microsondă, p. 525.

Limitele de valorificare a resurselor energetice refolosibile produse în industria metalurgică

Ing. O. Adler ICEM

CZ : 621.3.016.4

Potenţialul teoretic al unei resurse energetice refolosibile este energia acestuia. În cazul purtătorilor combustibili de resurse energetice refolosibile (RER), entalpiei i se adaugă şi puterea calorică inferioară a acestuia. Evident, acest potenţial teoretic depinde de o multitudine de factori variabili în timp. Expresia analitică a potenţialului teoretic de RER este dată de relaţia (1):

$$Q_t = G\ [H_i + (i - i_0) - T_0(s - s_0)]\,\tau \cdot 10^{-6}\ [\text{GJ/an}] \qquad (1)$$

în care:

- G este debitul de agent purtător de RER, kg/h sau m³N/h;
- T_0 — durata anuală de producere RER, h/an;
- H_i — puterea calorică inferioară a purtătorului de RER, kJ/m³ N;
- i şi i_0 — entalpiile purtătorului de RER la intrarea în instalaţia de recuperare, respectiv la temperatura mediului ambiant de T_0(K), kJ/kg sau kJ/m³N;
- s şi s_0 — entropiile purtătorului de RER la intrarea în instalaţia de recuperare, respectiv la temperatura mediului ambiant, kJ/kg K sau kJ/m³NK.

În expresia (1) relaţiile de calcul sînt:

$$i = c_p T \ (\text{kJ/kg sau kJ/m}^3\text{N}) \qquad (2)$$

$$s - s_0 = c_p \ln\frac{T}{T_0} - \text{R} \ln\frac{p}{p_0} \left[\frac{\text{kJ}}{\text{kgK}} \text{ sau } \frac{\text{kJ}}{\text{m}^3\text{NK}}\right] \qquad (3)$$

Expresia (1) ţine seamă de puterea calorică a purtătorului, de temperatura şi de presiunea acestuia, deci de toate formele de energie recuperabilă.

Atît debitul de agent purtător de RER, cît şi puterea calorică inferioară, temperatura şi presiunea acestuia sînt variabile în timp. Dacă se ţine seamă de faptul că în cazul gazelor şi compoziţia variază, atît căldurile specifice cît şi constanta gazului R sînt variabile.

Debitul de agent purtător variază, în general, în funcţie de producţia specifică a agregatului care produce RER şi uneori în funcţie de calitatea materiei prime(la aceeaşi producţie specifică).

Temperatura agentului purtător depinde de mai mulţi factori, dintre care factorul hotărîtor este tot producţia specifică a agregatului producător de RER.

Puterea calorică intră în discuţie numai în cazul celor patru gaze reziduale combustibile (gaz de cocserie, gaz de furnal, gaz de convertizor şi ferogaz). În toate cazurile, deşi există variaţii mari în funcţie de caracteristicile constructive şi de exploatare ale agregatului producător de RER, puterile calorice nu variază în timp, exceptînd gazul de convertizor.

Presiunea prezintă interes numai în cazul gazului de furnal la care regimul de funcţionare este relativ constant.

Astfel, dacă disponibilul de RER variază în timp, se pune problema stabilirii valorilor medii pe care se poate conta cel puţin teoretic. Pentru lămurirea acestora, este necesară cunoaşterea următoarelor variaţii:

— variaţia producţiei specifice $P(t/h)$ a agregatului producător în timp:

$$P = f_1(\tau) \quad [\text{t/h}] \qquad (4)$$

— variaţia debitului de agent purtător de RER în timp:

$$G = f_2(\tau) \quad [\text{kg/h, m}^3\text{N/h}] \qquad (5)$$

— variaţia temperaturii agentului purtător de RER în timp:

$$T = f_3(\tau) \ [\text{K}] \qquad (6)$$

Dacă expresia (4) este totdeauna cognoscibilă din evidenţa primară şi reprezentabilă sub forma unei curbe clasate, expresiile (5) şi (6)

trebuie prezentate sub altă formă pentru a putea fi reprezentate.

Așa cum s-a arătat, în general:

$$G = f_4(P) \qquad (7)$$

dacă:

$$T = f_5(G) \qquad (8)$$

rezultă că:

$$T = f_6(G) \qquad (9)$$

Există evident și cazuri particulare în care grupul de ecuații (4), (7) și (9) are forme simple. De exemplu, temperatura fontei lichide a oțelului lichid, a zgurelor și a gazelor de cocserie și de furnal sînt, cu foarte mici abateri, constante.

Rezultă din cele de mai sus că potențialul teoretic al unui RER este variabil în timp și, deci, valorificarea acestuia necesită instalații care urmează să fie dimensionate pentru capacitatea orară cea mai economică.

În practică, potențialul RER nu este cel valorificabil din următoarele motive:

— Temperatura cu care părăsește purtătorul de RER instalația producătoare este mai mare decît cea cu care ajunge la instalația de valorificare.

Instrucțiunile de inventariere țin seamă de acest lucru, însă precizarea diferenței de temperatură este condiționată de situațiile concrete de la fiecare producător de RER și este dificil să se stabilească criterii precise pentru determinarea acestuia.

— Temperatura cu care părăsește purtătorul de RER instalația de recuperare nu este, ca în cazul energiei, cea a mediului ambiant avînd o valoare care depinde, la gaze, de temperatura acidă de rouă, iar în cazul produselor și deșeurilor solide are o valoare care depinde în special de criterii economice. Această valoare este reglementată convențional pentru întocmirea inventarului de RER.

— Debitul de agent purtător de RER este cel care rezultă din producția instalației generatoare de RER, mediat, așa cum s-a arătat, printr-o curbă anuală clasată. În cazul gazelor arse evacuate din cuptoarele metalurgice trebuie reținut faptul că debitul de gaze arse produs *nu poate ajunge* la instalația de recuperare. Cuptoarele metalurgice moderne au instalații automate de reglare a presiunii din cuptor, care asigură o ușoară suprapresiune sub boltă. Astfel, aceste cuptoare sînt în regim de suprapresiune, iar orificiile de vizare, deschiderile de ușă și uzura în timp a zidăriei determină evacuarea unei părți din gazele arse produse în mediul înconjurător. Astfel, debitul de gaze arse G, care ajunge la instalația de recuperare este dat de următoarea relație:

$$G = r\,G_0 \ [m^3\ N/h] \qquad (10)$$

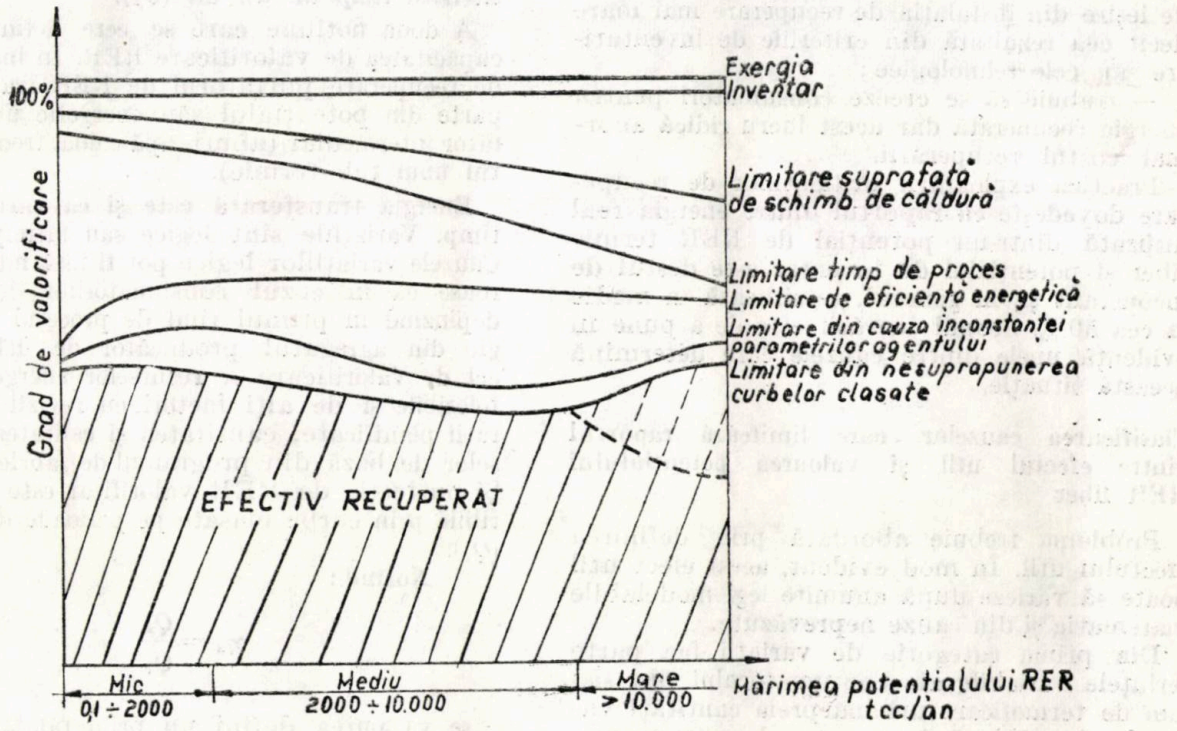


Fig. 1. Evoluția gradului de recuperare a resurselor energetice refolosibile în funcție de mărimea resursei și principalii factori de influență

în care G_0 este debitul de gaze arse produse în cuptor și r este partea din aceste gaze, care ajung la instalația de recuperare. Această pierdere de agent purtător nu este luată în considerație de instrucțiunile de inventariere RER.

Observațiile de mai sus duc la concluzia că valoarea inventariată a resurselor energetice refolosibile este mai mică decît potențialul teoretic și că valoarea real recuperabilă (Q_r) din potențialul de inventar (Q_i) este de asemenea mai mică (fig. 1).

Energia util valorificată în instalațiile de recuperare RER este mai mică decît potențialul real de RER, cauzele diferențelor sînt, în general, următoarele:

— cerințele procesului tehnologic ale agregatului producător de RER sau ale celui care urmează acestuia impun limitări;

— calculele care materializează costul instalației de recuperare, cheltuieli de exploatare și întreținere, precum și valoarea energiei recuperate duc la potențialul RER optim recuperabil, care este corespunzător unei temperaturi de ieșire din instalația de recuperare mai mare decît cea rezultată din criteriile de inventariere sau cele tehnologice;

— trebuie să se creeze consumatori pentru energia recuperată dar acest lucru ridică anormal costul recuperării.

Practica exploatării instalațiilor de recuperare dovedește că raportul dintre energia real utilizată dintr-un potențial de RER termic liber și potențialul de inventar este destul de inconstant și, în general, se situează în medie la cca 50%. Scopul lucrării este de a pune în evidență unele dintre cauzele care determină această situație.

Clasificarea cauzelor care limitează raportul dintre efectul util și valoarea potențialului RER liber

Problema trebuie abordată prin definirea efectului util. În mod evident, acest efect util poate să varieze după anumite legi modelabile matematic și din cauze neprevăzute.

Din prima categorie de variații fac parte cerințele variabile ale consumatorului (un sistem de termoficare urbană preia cantități variabile de căldură în funcție de anotimpuri, un proces tehnologic discontinuu sau variind după anumite legi preia energie termică în cantități variabile etc.) Din a doua categorie de variații fac parte defecțiunile tehnice neprevăzute ale consumatorului și alte cauze care modifică neprevăzut cerințele energetice ale acestuia.

Din motivele descrise mai sus, efectul util nu poate fi considerat pe perioade mai scurte de un an. Problema variațiilor se rezolvă prin întocmirea curbei clasate a energiei utile preluabile pe durata unui an (pe luni și număr de ore).

Cazurile cînd curbele clasate ale producătorului de RER se pot suprapune cu cele ale consumatorului sînt rare. Astfel de cazuri sînt specifice în două situații:

— atunci cînd resursele energetice refolosibile produse se transformă în energie electrică livrată în sistem, care poate prelua oricînd orice cantitate de energie. În acest caz efectul util este redus din cauza faptului că producătorii de RER nu permit centrale electrice mari, cu randamente mari, ci, în general, grupuri de mică sau cel mult medie putere, care din cauza parametrilor modești ai aburului livrat sînt și ancombrante și scumpe, deci cu eficiență energetică mai redusă și cheltuieli de exploatare și investiții mari;

— atunci cînd consumatorii foarte mari la care energia livrată din resursele energetice refolosibile valorificate reprezintă o pondere neînsemnată.

Rezultă că *efectul util este energia efectiv valorificată sub formă de energie termică sau electrică timp de un an* (Q_u).

A doua noțiune care se cere definită este capacitatea de valorificare RER. În instalațiile de recuperare purtătorul de RER transferă o parte din potențialul său energetic unui purtător intermediar (aburi, apă caldă, freon, agentul unui tub termic).

Energia transferată este și ea variabilă în timp. Variațiile sînt legice sau întîmplătoare. Cauzele variațiilor legice pot fi însă mai numeroase ca în cazul consumatorilor de RER, depinzînd în primul rînd de procesul tehnologic din agregatul producător de RER, din cel de valorificare a resurselor energetice refolosibile și de alți factori cu revizii și reparații planificate, cantitatea și calitatea produselor de bază din programul de fabricație etc. Și producția de RER valorificat este descriptibilă prin curbe clasate pe perioade de un an (Q_v).

Notînd:

$$\eta_a = \frac{Q_u}{Q_v} \tag{11}$$

se va putea defini un prim randament, și anume cel de utilizare a RER valorificat. Acest raport depinde de mărimea potențialului RER. Dacă acest potențial este mic (sub cca. 2 000 tcc/an) iar consumatorii de RER sînt mari, și acest raport este mare. Cu cît potențialul RER crește cu atît orice perturbare în numărător (Q_u) sau numitor (Q_v) scade brusc raportul lor aducîndu-l de obicei la zero. Astfel, în medie, acest raport scade o dată cu potențialul RER. La potențiale RER foarte mari (peste 10000 tcc/an) pot exista două situații:

— Potențialul RER este așa de mare încît nu pot fi luate în seamă decît valorificări în

care orice cantitate de RER livrat poate fi preluată de consumator, sau cînd este rentabilă o automatizare extrem de costisitoare care să elimine impactul între curbele clasate ale lui Q_u și Q_v. În acest caz, η crește o dată cu potențialul RER.

— Consumatorul are o capacitate comparabilă cu cea de livrare. În acest caz, orice nesuprapunere între curba de livrare și cea de consum de energie are efecte grave, care cresc o dată cu potențialul RER.

Între potențialul RER de inventar (Q_i, tcc/an) și cel valorificat există, de asemenea, o diferență care se poate materializa prin definirea unui randament de valorificare RER:

$$\eta_v = \frac{Q_v}{Q_i} \qquad (12)$$

Evident, eficiența energetică a utilizării resurselor energetice refolosibile libere este:

$$\eta = \eta_u \cdot \eta_v = \frac{Q_u}{Q_v} \cdot \frac{Q_v}{Q_i} = \frac{Q_u}{Q_i}$$

Cauzele *principale* care determină $Q_v < Q_i$ sînt:

Limitarea suprafeței de schimb de căldură a agregatului de valorificare RER. În cazul cazanelor recuperatoare, limitarea suprafețelor de schimb de căldură nu rezultă numai din lipsa spațiilor de amplasare, deși aceasta este cauza principală.

Importante cerințe tehnologice pot contribui la astfel de limitări. De exemplu, cazanele recuperatoare mari pentru gaze arse pot duce la pierderi de presiune mari pe traiectul lor cu variațiile de sarcină greu de controlat și ca efect gazodinamic pot determina creșteri în consumul de energie primară al agregatului producător de RER precum și creșteri de infiltrații de aer fals în cazan pînă la nivelul la care producția de energie a acestuia să fie o mică parte din cea normală. Un alt exemplu este patul de răcire a laminatelor care nu se poate acoperi integral cu o suprafață de schimb de căldură pentru că există zone care reclamă acces (control, ajustare, marcare, vizitare pentru separații etc.).

Evident, limitarea suprafeței de schimb de căldură are ca efect creșterea temperaturii de ieșire a purtătorului de RER și deci reducerea de RER valorificabil. Din cele două exemple citate rezultă că reducerea crește o dată cu potențialul de RER.

Limitarea timpului disponibil pentru valorificarea RER. În cazul purtătorilor de RER solizi (laminate) limitarea este evidentă. Dacă, de exemplu, la un sleb răcirea de la 1 000 la 600°C înseamnă valorificarea a cca 50% din potențial și se poate realiza în cîteva ore, pentru valorifcarea restului de 50% este nevoie uneori de cîteva zeci de ore. Acest lucru înseamnă spații ocupate (de care de obicei nu se dispune), investiții, scăderi ale ritmului de laminare etc., care pot face nerentabilă continuarea procesului. În cazul cazanelor recuperatoare pentru gaze arse capătă importanță problema vitezelor, cu efectele cunoscute cum ar fi creșterea suprafețelor de schimb de căldură, a costurilor investițiilor etc.

Ca și în cazul anterior, limitarea din cauza timpului crește o dată cu potențialul RER.

Principala cauză este că marile agregate producătoare de RER au productivități mari și, deci, timpul disponibil pentru orice proces este foarte redus.

Limitări datorate necesității asigurării eficienței energetice maxime pentru ansamblul agregat producător — agregat valorificator de RER. Aceste limitări sînt determinate de următoarele cauze principale:

— necesitatea de a crește continuu ponderea recuperărilor primare, care antrenează automat reducerea potențialului de RER liber;

— perturbațiile gazodinamice pe care instalația de valorificare le poate introduce în agregatul producător de RER cu consecințe energetice și tehnologice negative:

— consumuri proprii ale agregatului de valorificare prea mari sau care reclamă puteri electrice instalate prea mari;

— scăderea fiabilității ansamblului sub valoarea minim admisibilă.

În special datorită primei cauze, limitarea este severă la potențiale RER mici, fiind apoi aproape constantă.

Limitări datorate inconstanței în timp a parametrilor agenților intermediari.

Principalii parametri ai agentului intermediar sînt: temperatura la vapori, presiunea și debitul.

Primii doi parametri sînt inconstanți din cauza variației temperaturii și a debitului agentului purtător de RER, fenomen propriu tehnologiilor.

Al treilea parametru, debitul de agent intermediar, este variabil atît din cauza variației temperaturii și a debitului agentului purtător de RER cît și din cauza faptului că poate fi variat în scopul uniformizării primilor doi parametri.

În acest context este nevoie de un rezervor tampon, care este fie un acumulator de căldură, fie un sistem complicat de automatizare, fie ambele. La instalații mici, unde consumatorii nu au pretenții în privința constanței parametrilor agentului intermediar, limitările cauzate de acest factor sînt moderate.

La instalațiile mijlocii unde totuși nu sînt justificate cheltuieli prea mari pentru uniformizarea parametrilor, limitările sînt mai severe. La instalațiile mari, care justifică cheltuieli

mari pentru uniformizare, limitările sînt cele mai scăzute.

În figura 1 sînt reprezentate calitativ curbele de limitare a gradului de utilizare a RER.

Efectele limitării gradului de valorificare RER și ale utilizării acestuia

Limitărilor prezentate anterior li se adaugă cele semnalate la punctul 1, care au fost analizate repetat și pentru aprecierea cărora există metodologii.

Considerînd că prin cele arătate s-a justificat că eficiența utilizării unui RER termic liber nu poate fi apreciată decît analizînd fiecare caz în parte, rezultă necesitatea revizuirii unor concepții privind valorificarea și utilizarea resurselor energetice refolosibile valorifcate.

Energia util valorificată

Inventarierea RER, care pentru multe țări puternic industrializate este un deziderat, are în România o tradiție de peste două decenii fiind periodic perfecționată. Se dispune astfel de o imagine a resurselor teoretic disponibile care treptat pot fi valorificate. Deși se urmăresc realizările tuturor instalațiilor de valorificare RER și în general se dispune de toate elementele stabilirii efectului util, atenția este în general concentrată asupra realizării capacităților de valorificare RER și mai puțin asupra a ceea ce s-a făcut cu resursele energetice valorificate. Dacă s-ar fi analizat sistematic raportul gradului de utilizare a RER valorificat s-ar fi constatat că, deși există cazuri cînd acest raport este egal aproape cu unitatea, în multe cazuri este totuși foarte mic și că media este în jur de 0,5. Astfel de analize sistematice ar fi dus la reducerea unor cheltuieli inutile datorate investițiilor greu amortizabile. În cazul concret al metalurgiei, efectele negative nu au fost prea grave pentru că ponderea hotărîtoare din RER liber valorificat, pînă de curînd o aveau gazele tehnologice reziduale la care energia revalorificată este aproape egală cu cea utilizată. Creșterea rapidă a numărului de cazane cu peratoare pentru gaze arse, apariția (în viitor larga extindere) a cazanelor recuperatoare pentru produse solide și deșeuri, pot însă să ducă la pagube însemnate dacă nu se ține seamă de faptul că un cazan recuperator nu poate valorifica potențialul din inventar și, cu atît mai puțin, nu îl poate transforma în efect util. Această situație obligă la găsirea tuturor metodelor care pot evidenția efectul util real, încă din faza de cercetare și, cu atît mai mult, în faza de proiectare.

Pentru aceasta trebuie să se pornească de la două principii de bază:

— Acțiunea de recuperare RER trebuie să înceapă de la găsirea consumatorului pentru potențialul de RER disponibil și să continue cu stabilirea efectului util care se poate obține din potențialul dat. Recuperarea RER nu este un scop în sine ci o decizie tehnică cu ample implicații economice, iar singurul criteriu care trebuie s-o justifice este eficiența economică reală.

— În stabilirea raportului dintre efectul util și potențialul RER din inventar nu există un factor comun. Fiecare caz trebuie analizat separat ținînd seamă de factorii semnalați în această lucrare, factori care au o pondere majoră.

Capacitatea instalațiilor de valorificare RER

În ultimii 20 de ani s-au întîlnit foarte multe cazuri în care s-a constatat că între capacitatea reală a unei instalații de valorificare RER (de obicei un cazan recuperator) și cea pentru care s-a proiectat instalația respectivă există diferențe foarte mari. Analizele făcute pe baza unor măsurători și urmăriri exigente permit gruparea principalelor cauze care determină aceste diferențe, după cum urmează:

● *Scăderea potențialului de RER liber disponibil*:

— reducerea consumului specific de combustibil în agregatul generator de RER;

— creșterea ponderii recuperărilor primare.

● *Supra- sau subdimensionarea instalațiilor*:

— nu s-a ținut seamă de faptul că nu tot debitul de purtător RER este disponibil;

— necesitatea de a acoperi efectele unor factori de influență insuficient cunoscuți;

— variația în limite largi a condițiilor de transfer de căldură;

— lipsa de spațiu disponibil.

● *Greșeli de proiectare*:

— amplasarea prea multor elemente de închidere și reglaj pe traiectul de gaze arse;

— introducerea unor elemente susceptibile neetanșeităților și, deci, a aspirațiilor de aer fals.

● *Evoluția în timp a tehnologiilor folosite în agregatul generator de RER*:

— modernizări tehnologice la un produs dat;

— diversificarea producției.

● *Factori subiectivi*:

— cooperarea între două meserii diferite: tehnolog și energetician;

— calificarea redusă a personalului în exploatare a instalației de recuperare;

— insuficienta cointeresare materială a tehnologilor în efectele recuperării și a energeticienilor în procesul tehnologic.

● *Factori economici*:

— insuficienta automatizare a ansamblului agregat producător și valorificator de RER;

— scăderea productivității în perioada de asimilare a modului de exploatare a ansamblului;

— prețul de vînzare nestimulativ al produsului recuperării.

După cum se vede din cele de mai sus, greșelile de proiectare reprezintă o pondere scăzută în nerealizarea capacității instalațiilor de valorificare RER, dar asupra acestora se poate acționa ușor și relativ cu puține cheltuieli.

La majoritatea celorlalți factori există un element comun. La instalațiile vechi generatoare de RER, în mod firesc instalația de valorificare s-a implementat după ce exploatarea s-a definitivat și elementul nou a constituit o perturbare. La instalațiile noi, între punerea în funcțiune a agregatului generator de RER și cel de valorificare există încă uneori o durată prea mare, care pune ansamblul în situația instalațiilor vechi la care se atașează un cazan recuperator.

Concluzii

Între potențialul de RER inventariat și efectul util obținut la un consumator, după ce purtătorul de RER a trecut printr-o instalație de valorificare, există diferențe mari. Aceste diferențe depind de natura agregatului producător de RER, de potențialul RER, de instalația de valorificare RER și de suprapunerea consumatorului de energie cu cel de valorificare RER. Această situație obligă la analize tehnico-economice complexe pentru care se stabilesc cîteva criterii de bază. Analizele tehnico-economice trebuie efectuate pentru fiecare caz în parte.

Pentru instalațiile de valorificare RER, la care nu se realizează capacitățile proiectate sînt prezentate principalele cauze, care determină astfel de situații.

RECENZIE

CAST METALS—O NOUĂ REVISTĂ INTERNAȚIONALĂ DE TURNĂTORIE

Editată de Fuel and Metallurgical Scientific and Technical Publications din Anglia, această revistă trimestrială (primul număr—martie 1988) este dedicată cercetării fundamentale și aplicative în domeniul elaborării și turnării materialelor metalice. Tematica revistei poate fi sintetizată astfel: solidificarea; structura și proprietățile aliajelor turnate; elaborarea și tratamentele în stare lichidă; alierea; turnarea în forme clasice, continuă, centrifugală, în forme metalice, noi procedee de turnare; alimentare și maselotare; materiale de formare; tratamente termice; controlul calității; metode de analiză și testare; proiectarea și construcția pieselor turnate.

Beneficiind de un colegiu de redacție de excepție, care reunește specialiști din zece țări (președinte — dr. P. R. Beeley, editor — C. Mc. Combe), revista își propune să publice lucrări de înalt nivel științific elaborate în instituții de învățămînt superior și în cele de cercetare, departamentale și de întreprinderi.

Sugestiv în acest sens este cuprinsul primului număr al noii reviste, apărut în martie 1988.

Prima parte a revistei cuprinde opt articole, provenite din Japonia, S.U.A., Anglia, R. S. Cehoslovacă, R.F.G., R. P. Chineză, care tratează o mare diversitate de probleme:

Turnarea în forme metalice a pieselor semisferice mari (Ø 3,5 m, 90 t), *din oțel slab aliat* (0,23% C, 0,24 % Si, 1,02 % Mn, 0,007 % P, 0,002% S, 0,03% Cu, 0,23% Ni, 0,26% Cr, 0,19% Mo, 0,002% V), *destinate energeticii nucleare.* Utilizînd metoda elementului finit au fost stabilite condițiile optime de solidificare și de proiectare a miezului metalic.

Fluxul tehnologic prezentat, ca și schema de realizare a unei forme de turnare complexe, multicomponente, testele multiple la care au fost supuse și rezultatele deosebite obținute definesc o nouă tehnologie de obținere a unor asemenea piese de performanță (S. Yamamoto, K. Saeki, K. Takebayashi, Y. Tashiro, M. Kawasaki).

Obținerea prin diferite procedee de asamblare a unor piese mari din aliaje pe bază de Zn (Zn—Al). Pornind de la observația că piesele mari din această categorie (peste 250 mm) se produc de regulă prin turnare gravitațională, tehnologie de slabă productivitate, lucrarea propune un nou procedeu: turnarea sub presiune a unor piese mai mici și asamblarea ulterioară a acestora. În acest scop, sînt descrise mai multe posibilități: sudarea cu arc wolfram — gaz inert, sudarea prin spot electrorezistent și asamblarea prin adezivi (F. E. Goodwin).

Studiul teoretic și experimental al defectelor care apar la turnarea continuă. Apelînd la un model numeric, lucrarea pune în evidență condițiile de formare a „heat line", iar experimentările efectuate cu ajutorul unor aliaje Al — 2% Cu și Al—1% Cu au dus la stabilirea parametrilor de turnare în vederea obținerii unor piese de calitate (M. J. Bagshaw și J. D. Hunt, R. M. Iordan).

Model al transferului termic metal-formă la turnarea gravitațională în forme metalice. În cazul modelului propus de lucrare, coeficientul de transfer termic este în funcție de temperatura suprafeței de turnare. Condițiile de solidificare a unor piese din aluminiu sînt simulate prin metoda elementului finit, rezultatele fiind comparate cu cele obținute experimental (M. R. Tadayon și R. W. Lewis).

Modificarea aliajelor de Al—Si. Lucrarea trece în revistă o serie de rezultate recente obținute în acest domeniu, punînd în discuție mecanismul creșterii fazei Si în cazul eutecticelor aliajelor nemodificate și al celor modificate în diferite variante (R. Elilot).

Utilizarea formelor cu rășini fenolice alcaline, întărite cu vapori de metil. Pornind de la constatarea că introducerea în turnătorii a unor metode moderne de realizare a formelor și miezurilor a afectat negativ sănătatea personalului muncitor, lucrarea analizează o serie de aspecte ale acestei tehnologii. Sînt luate în considerare schimbările de natură chimică care au loc în timpul distrugerii termice a formei la turnare, precum și la dezbatere-regenerare (J. Sdlak, B. Polasek, P. Sebor, J. Zdrazil).

(Continuare în p. 508)

Fonte de înaltă puritate obținute prin convertizare cu oxigen și prin carburare din fonte brute de primă fuziune

Prof. dr. ing. T. Dumitrescu, ing. Al. Ivănescu
ing. P. Niță Universitatea Galați
și dr. ing. C. Cosneanu ICSITPSCM

CZ : 66.046.562.2 ; 669.13

Dezvoltarea industriei constructoare de mașini și metalurgice din România, manifestată prin diversificarea avansată a tuturor mașinilor și instalațiilor din toate ramurile economiei naționale, creează condiții favorabile pentru promovarea unei strategii care să ducă la reducerea cu cca 30—40% a masei acestora, la rentabilizarea produselor și la creșterea competitivității lor pe pieţele externe.

Realizarea acestor deziderate se poate materializa prin dezvoltarea fabricației de piese turnate din fonte cu grafit nodular în locul celor turnate din oțeluri, fonte maleabile, unele sorturi de fonte cenușii, precum și a unor piese forjate sau sudate.

O importanță cu totul deosebită pentru economia națională o prezintă problema înlocuirii pieselor din oțel turnat cu piese din fontă cu grafit nodular. Avantajele acestei înlocuiri se manifestă prin următoarele aspecte :

— pentru turnătorii : economie de energie la topire și tratament termic, cca 400—600kWh/t piese ; reducerea duratelor de fabricație a pieselor cu cca 30% ; creșterea coeficientului de scoatere de la 0,40—0,55 la minimum 0,6—0,65% ;

— pentru beneficiarii pieselor turnate : reducerea masei pieselor turnate cu minimum 10% în condițiile menținerii sau sporirii proprietăților de exploatare a acestora ; reducerea cu cca 40—50% a cheltuielilor cu prelucrarea mecanică ; creșterea fiabilității pieselor în exploatare ș.a.

Dezvoltarea fabricației de piese turnate din fonte cu grafit nodular reprezintă o tendință care se manifestă în toate țările cu industrie mai mult sau mai puțin dezvoltată.

Se poate aprecia că pentru dezvoltarea tehnicii de obținere a fontelor cu grafit nodular în execuția pieselor, în special pentru înlocuirea oțelurilor turnate și a aliajelor neferoase, este necesar a se acorda o atenție deosebită calității materiei prime metalice. Asigurarea unei fonte cu compoziția chimică controlată și uniformă ar duce la o mai bună stăpînire a procesului tehnologic de obținere a fontelor cu grafit nodular, în special a celor cu structură feritică din turnare, și la o dezvoltare mai rapidă a acțiunii de creștere a producției de piese turnate din fonte cu grafit nodular.

Caracteristicile fontelor necesare pentru producerea fontelor cu grafit nodular cu structură feritică

Experiența întreprinderilor românești în producerea pieselor turnate din fonte cenușii cu grafit nodular cu structură feritică, precum și practica internațională pledează pentru folosirea unei încărcături metalice cît mai pure chimic, cu conținuturi mici de elemente care se opun nodulizării grafitului, obținerii structurii feritice de turnare, sau cu conținuturi reduse de elemente care micșorează proprietățile de plasticitate ale structurilor feritice.

De aceea încărcătura metalică trebuie să aibă conținuturi cît mai mici de Si, Mn, S, P și elemente reziduale ca As, Sn, Cu, Bi, Pb, Ti, Mo, Sb, Cr (tab. 1).

Pentru obținerea unei materii prime metalice cu o astfel de compoziție se pot aborda diverse tehnologii.

În cadrul lucrării se propune o tehnologie de obținere a unei fonte printr-un procedeu de afinare cu oxigen, completat cu dezoxidare și carburare cu sau fără desulfurare finală

Tabelul

Compoziția chimică a fontei de înaltă puritate

Denumirea fontei	Compoziția chimică, %						Observații
	C	Si	Mn	P	S	Cu	
Fonta de înaltă puritate indigenă	3,9—4,3	max. 0,10	max. 0,10	max. 0,02	max. 0,02	max. 0,01	Pentru modificare cu prealiaje FeSiM

As < 0,01% Co < 0,012% ; V < 0,03% ; Cr < 0,01% ; Ni < 0,05%
Sînt absente elementele : Sn, W, Bi, Te, B, Sb, Pb, Mo, Al

Procesul tehnologic de obținere a fontelor de înaltă puritate prin afinarea fontei brute de furnal

Fonta de înaltă puritate poate fi obținută în condiții economice convenabile și cu un consum redus de energie prin afinarea fontei brute lichide de furnal în convertizoare cu oxigen tip LD sau convertizoare cu suflare de oxigen-gaz inert. În varianta de afinare a fontei brute de furnal în convertizor LD se va utiliza 60—65% fontă lichidă de afinare (tab. 2) și 35—40% fier vechi, în funcție de regimul termic al convertizorului. Aceasta depinde în principal de starea termică a căptușelii refractare, de temperatura și potențialul chimic al fontei lichide și de starea termică a fierului vechi.

Tabelul 2

Compoziția chimică a fontelor de furnal destinate afinării

Marca fontei	Compoziția chimică, %					Observații
	C	Si	Mn	P	S	
FAK 1	3,4—4,3	0,5—1,00	0,4—0,9	max. 0,14	max. 0,06	fonta de afinare care se produce curent la furnal
FAKP	3,4—3,8	0,4—0,6	0,2—0,3	max. 0,14	max. 0,08	fonta elaborată special pentru obținerea fontelor de înaltă puritate

Schema fluxului tehnologic de afinare în convertizor LD este prezentată în figura 1.

Afinarea băii metalice se realizează suflîndu-se prin lance (fig. 2) 60—70 Nm^3 oxigen pe tona de fontă lichidă. La obținerea conținutului de maximum 0,05% Mn și maximum 0,010% P se va evacua șarja din convertizor fără a se introduce zgură în oală. Metalul lichid (oțel necalmat) se va trata într-o instalație de carburare și desulfurare cu un amestec de var, fluorură de calciu și cocs cu granulația de maximum 2 mm, introducerea făcîndu-se prin injectare cu gaz inert.

Temperatura la evacuarea din convertizor trebuie să fie de 1 620—1 650°C.

Carburarea se realizează cu pulbere de cocs cu S mic cu granulația de maximum 2 mm.

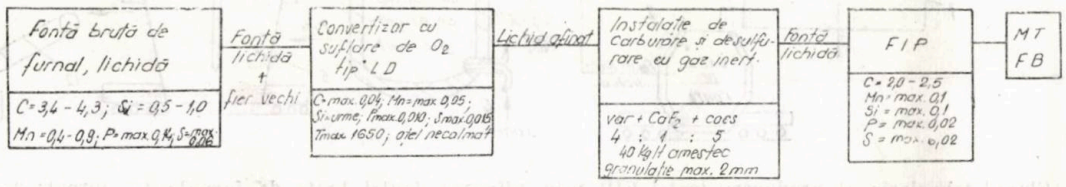


Fig. 1. Varianta de flux tehnologic în cazul afinării în convertizor LD

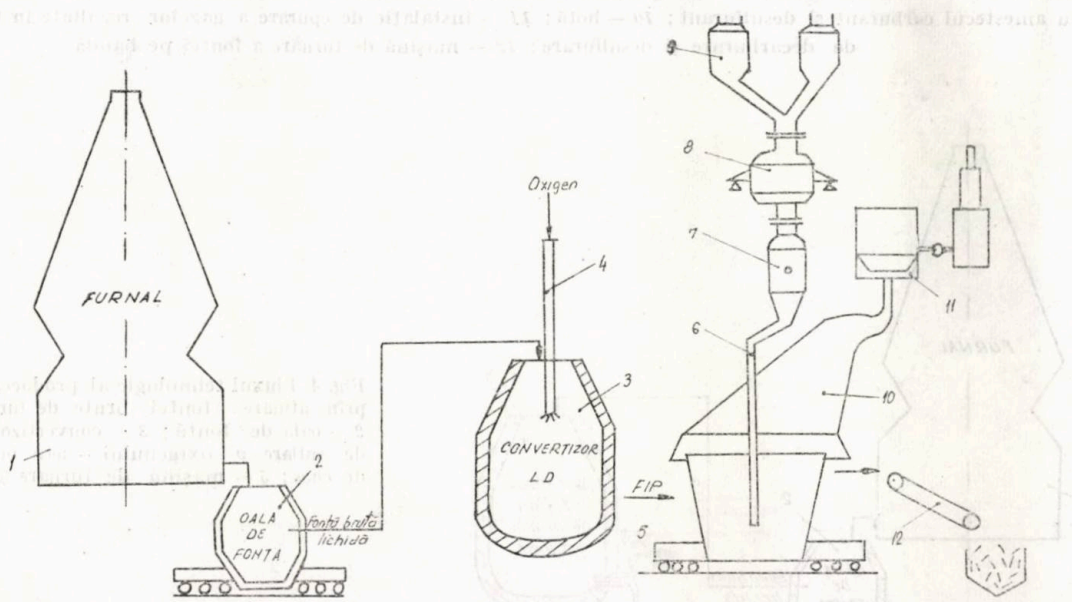


Fig. 2. Fluxul tehnologic al producerii fontei FIP prin afinarea fontei brute de furnal: *1* — furnal; *2* — oală de fontă; *3* — convertizor; *4* — lance de suflare a oxigenului; *5* — instalație de desulfurare și corectare a carburării; *6* — lance; *7* — pompă pentru suflarea argonului; *8* — amestecător cu cîntar electronic; *9* — silozuri pentru amestecul carburant și desulfurant; *10* — hotă; *11* — instalație de epurare a gazelor rezultate în timpul procesului de decarburare și desulfurare; *12* — mașină de turnare a fontei pe bandă

Viteza de carburare va fi de 0,1 — 0,15% C/min, iar durata carburării și desulfurării metalului de 15—30 min.

În varianta afinării fontei lichide brute de furnal în convertizor de oxigen-gaz inert se poate utiliza în plus în încărcătura metalică 5—10% fontă solidă cu conținuturi mici de sulf și fosfor. Procesul de elaborare a fontei de înaltă puritate în această variantă (fig. 3 și 4) cuprinde următoarele faze tehnologice:

I — Afinarea puternică pentru scăderea importantă a tuturor elemetelor C, Si, Mn, P, S, cu un raport oxigen-azot 4 : 1.

II — Dezoxidarea băii metalice prin micșorarea presiunii parțiale a CO prin suflarea de azot.

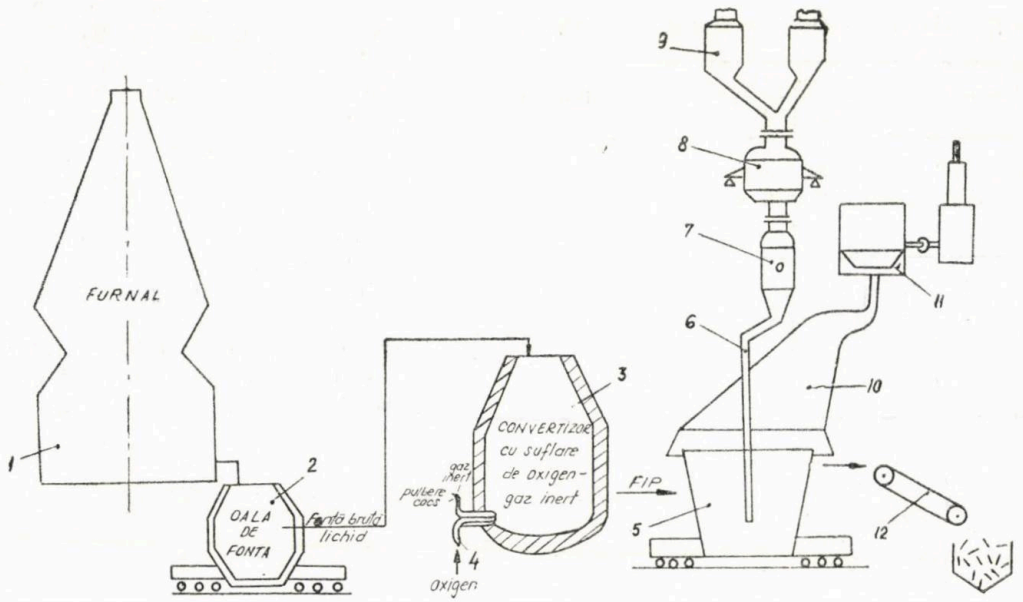


Fig. 3. Fluxul tehnologic al producerii fontei FIP prin afinarea fontei brute de furnal: *1* — furnal; *2* — oală de fontă; *3* — convertizor; *4* — instalație de suflare a oxigenului — gaz inert și a pulberii de cocs; *5* — instalație de desulfurare și corectare a carburării; *6* — lance; *7* — pompă pentru suflarea argonului; *8* — amestecător cu cîntar electric; *9* — silozuri pentru amestecul carburant și desulfurant; *10* — hotă; *11* — instalație de epurare a gazelor rezultate în timpul procesului de decarburare și desulfurare; *12* — mașină de turnare a fontei pe bandă

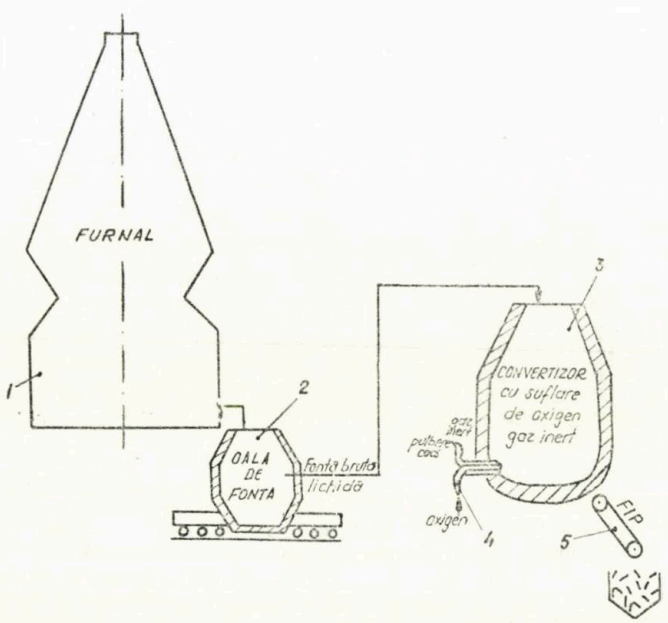


Fig. 4. Fluxul tehnologic al producerii fontei tip FIP prin afinarea fontei brute de furnal: *1* — furnal; *2* — oală de fontă; *3* — convertizor; *4* — instalație de suflare a oxigenului — gaz inert și a pulberii de cocs; *5* — mașină de turnare a fontei pe bandă

III — Carburarea băii metalice prin injectarea pulberii de cocs cu ajutorul jetului de argon.

IV — Desulfurarea metalului lichid prin injectarea cu ajutorul argonului a amestecului desulfurant (var, CaF_2, cocs) cu granulația de maximum 2 mm.

Deoarece argonul este mult mai scump decît azotul, este eficientă utilizarea azotului în perioadele de afinare și dezoxidare și argon în celelalte două. Afinarea băii metalice se realizează suflîndu-se 55—65 Nm^3 oxigen și 16—20 Nm^3 gaz inert pe tona de fontă lichidă. Oprirea suflării oxigenului se face în momentul în care conținutul de Mn a scăzut sub 0,05%, talice se trece la carburarea prin injectarea pulberii de cocs cu ajutorul argonului. În funcție de conținutul de S al materialului de carburare există două subvariante de flux. Astfel, în cazul materialelor de carburare cu conținut mic de sulf (fig. 5, *a*) se obține fonta de înaltă puritate prin prelucrarea fontei brute lichide de furnal numai în convertizorul cu suflare de oxigen-gaz inert. În cazul utilizării unor materiale de carburare cu conținut mare de sulf, fonta obținută în convertizorul cu suflare de oxigen-gaz inert este desulfurată într-o instalație de desulfurare, la care se injectează amestec desulfurant (fig. 5, *b*). Fontele obținute prin aceste metode sînt prezentate în tabelul 3.

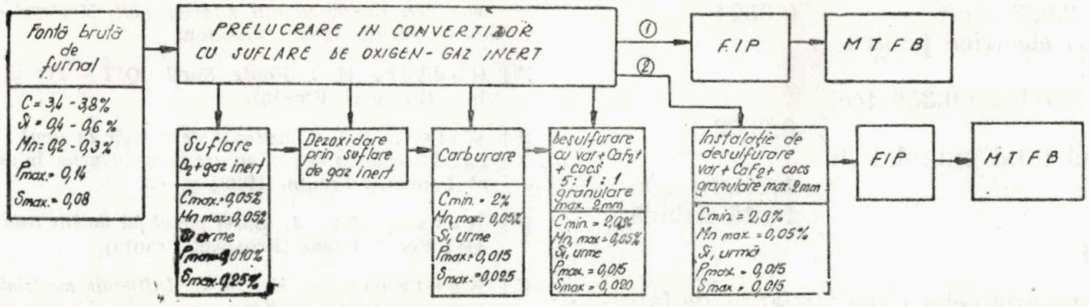


Fig. 5. Varianta a II-a de flux tehnologic în cazul afinării cu oxigen — gaz inert: *1* — în situația utilizării unui material carburant sărac în sulf; *2* — în situația utilizării unui material carburant cu sulf ridicat

iar cel de P sub 0,015%. Se evacuează metalul lichid într-o oală de turnare, evitîndu-se ajungerea zgurei de afinare în oală. După ce s-a evacuat zgura de afinare din convertizor, se introduce metalul lichid afinat și se formează o nouă zgură dezoxidantă, prin injectare de var, fluorură de calciu și cocs cu granulație de maximum 2 mm. După dezoxidarea băii me-

Tabelul 3

Compoziția chimică a fontelor care pot fi obținute prin afinarea în convertizor

Tipul	Compoziția chimică, %					Observații
	C	Mn	Si	P	S	
T_1	min. 2,0	max. 0,20	max. 0,10	max. 0,015	max. 0,015	destinată producerii Fgn feritice
T_2	min. 2,0	max. 0,05	max. 0,10	max. 0,02	max. 0,020	idem
T_3	min. 2,0	max. 0,40	max. 0,20	max. 0,02	max. 0,020	destinată producerii Fgn perlitice
T_4	min. 2,0	max. 0,6	max. 1,5	max. 0,05	max. 0,025	destinată producerii de cilindri de laminor

Consumurile specifice de energie cumulată

În varianta I, pentru o tonă de fontă de înaltă puritate (FIP) elaborată în convertizor LD și tratată într-o instalație de carburare și desulfurare cu amestec desulfurant cu granulația de maximum 2 mm prin suflare de gaz inert, se consumă:

— fontă lichidă:
0,600 t/t . 1,056 tcc/t — 0,6366
— fier vechi:
0,400 t/t —
— oxigen:
65 Nm^3/t · 0,0064 MWh/t · 0,356 tcc/MWh — 0,1480
— argon:
15 Nm^3/t · 0,0043 MWh/t · 0,356 tcc/MWh — 0,0229
— var:
0,016 t/t · 0,153 tcc/t — 0,0024
— fluorură de calciu:
0,004 t/t-import
— cocs de petrol:
0,020 t/t · 2,623 tcc/t — 0,0524
— acționări electrice pentru instalații:
0,000425 MWh/t · 0,356 tcc/MWh — 0,0001

Consumul total cumulat de energie — 0,8624 tcc/t fontă lichidă

În varianta a doua, consumurile cumulate de energie vor fi:

— fontă lichidă:	
0,900 t/t · 1,056 tcc/t	0,9504
— fontă solidă:	
0,100 t/t · 1,080 tcc/t	0,1080
— oxigen:	
65 Nm^3/t · 0,0064 MWh/t · · 0,356 tcc/MWh	0,1480
— argon:	
20 Nm^3/t · 0,0043 MWh/t · · 0,356 tcc/MWh	0,0306
— var:	
0,016 t/t · 0,153 tcc/t	0,0024
— fluorură de calciu:	
0,004 t/t — import	
— cocs de petrol:	
0,020 t/t · 2,623 tcc/t	0,0524
— acționări electrice pentru instalații:	
0,00055 MWh/t · 0,356 tcc/MWh	0,0002
Consumul total cumulat de energie	1,2920 tcc/t fontă lichidă

Concluzii

Din comparația celor două variante de fabricare a fontelor de înaltă puritate rezultă că prima se realizează cu consumuri cumulate de energie mai reduse cu cca 65% comparativ cu cea de-a doua variantă.

Prin realizarea în prima etapă a unor cantități de fontă de înaltă puritate de cca 150 000 t/an, în condiții de foarte bună reproductibilitate și uniformitate a compoziției chimice, se va putea ajunge la simplificarea actualelor tehnologii de obținere a fontelor cu grafit nodular cu structură feritică fără tratament termic, la reducerea consumurilor de energie electrică precum și a manoperei de fabricație.

BIBLIOGRAFIE

[1] Qit-Fer et Titane — Inc. *Information für den Konstrukteur über Gusseisen mit kugelgraphit.* Montreal — Canada — Quebec 1985 — Catalog.

[2] Rodter, H., *Fonte Sorel.* QIT — Fer et Titane Inc. (Prospect Franța).

[3] Wilson, P.A. *Consumul de energie în cazul elaborării fontei în cubilou, cuptor cu arc și cu inducție.* În: Hommes et Fonderie, Franța, 1983, p. 73.

[4] Karsay, St. J. *Sorel metal for ductile iron 1980* — QIT Fer et Titane (Prospect Franța).

[5] Kantemik C.K. ș.a. *Influența materialului de carburare asupra calității fontei.* În: Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S, nr. 9, 1976.

RECENZIE

(*Urmare din pag. 503*)

Producerea unor piese compacte din aliaje ușoare. În cazul unor piese de mare complexitate, destinate industriilor aerospațiale și de automobile, au fost obținute rezultate deosebite, îndeosebi la cele care reunesc componente de aliaje de Mg și Al, cu miezuri sub forma unor inserții metalice. Se prezintă mai multe exemple de piese de performanță (G. Betz, N. Zeumer).

Studiul la microscopul electronic al absorbției unor elemente la suprafața separărilor de grafit din Fgn. Este urmărit mecanismul de grafitizare a unor elemente prezente în postmodificatorii utilizați în fabricația Fgn, respectiv a B, Bi, Ca, Zr, Sr, Ba. Se remarcă faptul că B și Bi, elemente deosebit de eficace în finisarea nodulilor de grafit, acționează ca urmare a absorbției lor pe suprafața germenilor de grafit, în timp ce Ca, Zr, Sr, Ba contribuie la formarea unor germeni eterogeni (Z. Zhaoxi, L. Baicheng).

Cea de a doua parte a revistei este dedicată semnalării unor noutăți tehnico-științifice din diferite țări. Se pot evidenția în acest sens următoarele aspecte: realizările în domeniul producerii pieselor din oțel destinate platformelor petroliere marine; atenția acordată materialelor metalice compozite; obținerea prin turnarea centrifugă a unor tuburi Ø 1,5 m × × 10 m, cu greutatea de 50 t; turnarea la joasă presiune a unor piese din aliaje Al—4,5% Cu pentru energetica nucleară; instalații de turnare continuă a unor piese din oțel cu capacitatea de 110 000 t/an; procedeul Consteel de turnare continuă a oțelului; procedee speciale de testare; utilizarea bronzului cu aluminiu la motoarele navale; prelucrarea materialelor metalice cu duritate ridicată; noi fonte rezistente la uzare, obținute prin metalurgia pulberilor; lingouri de pînă la 4,5 t, din aliaje Al—Li, pentru industria aerospațială.

Dintre lucrările de amploare recenzate în revistă se pot semnala următoarele:

— *Solidificarea și structura aliajelor turnate* (I. Minkoff);
— *Tratamente superficiale aplicate pieselor din aluminiu și aliajele sale*;
— *Bronzuri — proprietăți și utilizare*;
— *Noi materiale metalice și ceramice obținute prin solidificare rapidă*;
— *Metode de analiză a materialelor metalice*;
— *Fgn — 40 de ani de existență*;
— *Tratamente ale aliajelor de aluminiu etc.*

Se prezintă, de asemenea, o serie de noi echipamente destinate fabricației de piese turnate: LH Videst Process, pentru extragerea în vid a unor elemente din faze lichide sau solide; cuptoare cu mufă, de diferite capacități; OES Corescope, pentru controlul valvelor hidraulice, al blocului motor etc.; spectrometre de emisie optică; sisteme de raze X fără film; echipamente pentru analize termice; sisteme de control al combustiei; balanță de laborator etc.

Un calendar internațional pentru anii 1988 și 1989 al principalelor manifestări tehnico-științifice întregește cuprinzătorul conținut al acestui prim număr al noii reviste internaționale de turnătorie.

Dr. ing. I. Ripoșan
(I.P.B.)

Ing. V. Mihu M.I.M.
ing. A.Ionescu, ing. Ionica Moiceanu
C.O.S. Tîrgovişte
dr. ing. V. Brabie, ing. P. Toboc şi ing. G. Neagu
Institutul Politehnic Bucureşti

Cercetări privind dezoxidarea oţelurilor cu magneziu

CZ : 669.046.55 ; 669.14

Aplicarea metodelor clasice de dezoxidare nu poate asigura obţinerea unui conţinut de oxigen şi o distribuţie a incluziunilor care să corespundă cerinţelor de vîrf ale industriei constructoare de maşini şi aparate. Deşi un rol important în procesul de dezoxidare îi revine aluminiului, care realizează un grad apreciabil de dezoxidare, favorizînd astfel procesul de desulfurare, utilizarea sa este limitată deoarece aglomerările de Al_2O_3 rămase în topitură înrăutăţesc proprietăţile mecanice ale produsului turnat. Ca urmare, s-a încercat utilizarea şi a altor elemente în afara celor clasice în procesele de dezoxidare, desulfurare şi modificare a formei incluziunilor nemetalice.

Magneziul aparţine elementelor cu o puternică afinitate pentru oxigen (fig. 1) şi sulf, dar utilizarea sa în tehnologia de elaborare a oţelului este restrînsă datorită solubilităţii limitate şi a presiunii de vapori foarte mare.

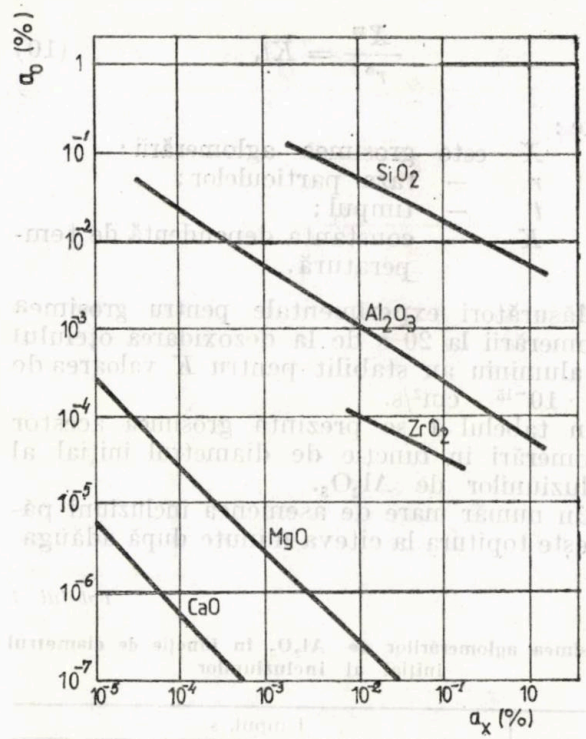


Fig. 1. Activitatea oxigenului în echilibru cu diverse elemente dezoxidante în fier lichid la temperatura de 1 600°C

Solubilitatea magneziului în oţelul lichid la 1600°C se apreciază a fi 1% şi, de aceea, se recomandă utilizarea lui sub formă de prealiaje cu elemente care măresc solubilitatea sa în baia metalică.

Studiile experimentale privind solubilitatea magneziului în aliajele fier-carbon, în funcţie de temperatură, au dus la determinarea următoarei relaţii :

$$\log \frac{[\%Mg]}{P_{Mg}} = -7{,}82 + \frac{11838}{T} \qquad (1)$$

În figura 2 se dau cîteva date în ceea ce priveşte presiunea de vapori a magneziului. Aceasta variază între $2 \cdot 10^5$ N/m² la temperatura de 1 200°C şi $30 \cdot 10^5$ N/m² la 1 600°C.

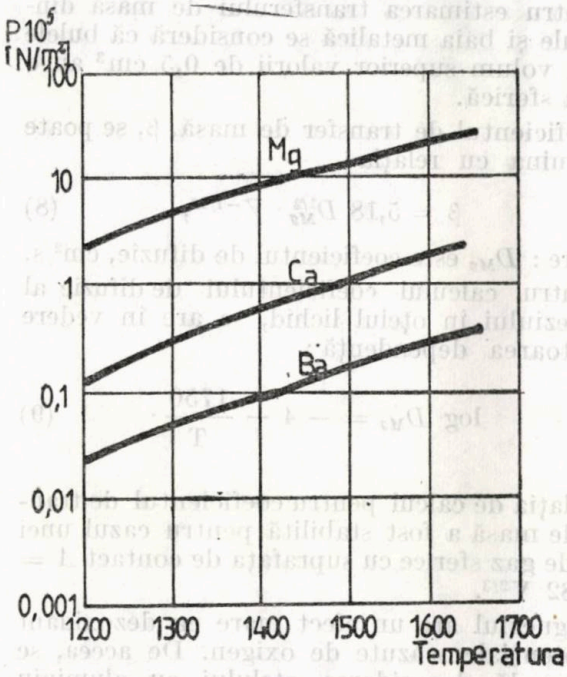


Fig. 2. Variaţia presiunii de vapori cu temperatura

Procesul de dezoxidare cu magneziu metalic poate fi sintetizat în următoarele trei etape :

— etapa iniţială, care este caracterizată de efectul de vaporizare şi care durează cîteva secunde :

$$Mg \rightarrow Mg\ (g) \qquad (2)$$

— etapa dizolvării parţiale, care durează 30—60 s :

$$Mg\ (g) \rightarrow [Mg] \qquad (3)$$

— etapa formării produselor de dezoxidare :

$$[Mg] + [0] \rightarrow (MgO)_s \qquad (4)$$

În timpul urcării spre suprafaţa băii, volumul bulelor gazoase de magneziu ar trebui să crească progresiv datorită micşorării presiunii ferostatice. În acelaşi timp au loc reacţiile :

$$Mg(g) + [0] \rightarrow (MgO) \qquad (5)$$

$$Mg(g) + [S] \rightarrow (MgS) \qquad (6)$$

şi, ca urmare, volumul bulelor de vapori scade.

Viteza de decantare a bulei de magneziu este dată de expresia :

$$v = 0{,}80 \cdot \sqrt{g} \cdot V^{1/6} \qquad (7)$$

în care :

V este volumul bulei de gaz, cm^3;
g — acceleraţia gravitaţională, cm/s^2.

Pentru estimarea transferului de masă dintre bule şi baia metalică se consideră că bulele cu un volum superior valorii de 0,5 cm^3 au o formă sferică.

Coeficientul de transfer de masă, β, se poate determina cu relaţia :

$$\beta = 5{,}18\, D_{Mg}^{1/2} \cdot V^{-1/12}, \qquad (8)$$

în care : D_{Mg} este coeficientul de difuzie, cm^2/s.

Pentru calculul coeficientului de difuzie al magneziului în oţelul lichid, se are în vedere următoarea dependenţă :

$$\log D_{Mg} = -4 - \frac{1750}{T}. \qquad (9)$$

Relaţia de calcul pentru coeficientul de transfer de masă a fost stabilită pentru cazul unei bule de gaz sferice cu suprafaţa de contact $A = 4{,}82\, V^{2/3}$.

Magneziul are un efect mare ca dezoxidant la potenţiale scăzute de oxigen. De aceea, se recomandă dezoxidarea oţelului cu aluminiu înainte de a introduce magneziul.

Încercările experimentale au urmărit dezoxidarea avansată a oţelurilor prin utilizarea magneziului sub forma unui prealiaj Ni 15 Mg. Utilizarea acestui tip de prealiaj se recomandă, în general, în cazul unor oţeluri aliate cu nichel.

Experimentările au fost efectuate pe un oţel cu următoarea compoziţie chimică înainte de evacuarea din cuptor :

0,21%C ; 0,41% Mn ; 0,24% Si ; 0,031% S ; 0,022% P ; 1,61% Ni ; 1,10% Cr ; 0,28% Mo, oţelul fiind dezoxidat în prealabil cu aluminiu.

Temperatura de evacuare a oţelului a fost de 1620°C.

Agentul modificator (0,05% Mg) s-a introdus pe durata evacuării oţelului în oală. De menţionat că efectul piroforic a fost slab şi că unele bucăţi de prealiaj nu au reuşit să treacă prin stratul de zgură, arzind la suprafaţă.

În timpul experimentărilor s-au prelevat probe din cuptor, după adăugarea Al, şi din oală, după evacuarea oţelului. Probele prelevate au fost analizate chimic, metalografic şi la microsonda electronică.

Analiza incluziunilor nemetalice în probele prelevate din oţelul dezoxidat cu aluminiu scoate în evidenţă prezenţa unor incluziuni de formă neregulată.

Prin adăugarea de aluminiu în baia metalică s-a realizat o scădere rapidă a conţinutului de oxigen din baie la valori care s-au menţinut la niveluri scăzute timp de cca 10 minute. Imediat după adăugarea aluminiului în baie se formează incluziuni de Al_2O_3 solide la temperatura de elaborare.

Cel mai important mecanism pentru separarea incluziunilor de Al_2O_3 îl constituie creşterea acestora prin aglomerare. Grosimea aglomerării în zona de contact urmează o lege de forma :

$$\frac{X^m}{r^n} = Kt, \qquad (10)$$

unde :

X este grosimea aglomerării :
r — raza particulelor ;
t — timpul ;
K — constanta dependentă de temperatură.

Măsurători experimentale pentru grosimea aglomerării la 20 s de la dezoxidarea oţelului cu aluminiu au stabilit pentru K valoarea de $1{,}5 \cdot 10^{-15}$ cm^2/s.

În tabelul 1 se prezintă grosimea acestor aglomerări în funcţie de diametrul iniţial al incluziunilor de Al_2O_3.

Un număr mare de asemenea incluziuni părăseşte topitura la cîteva minute după adăuga-

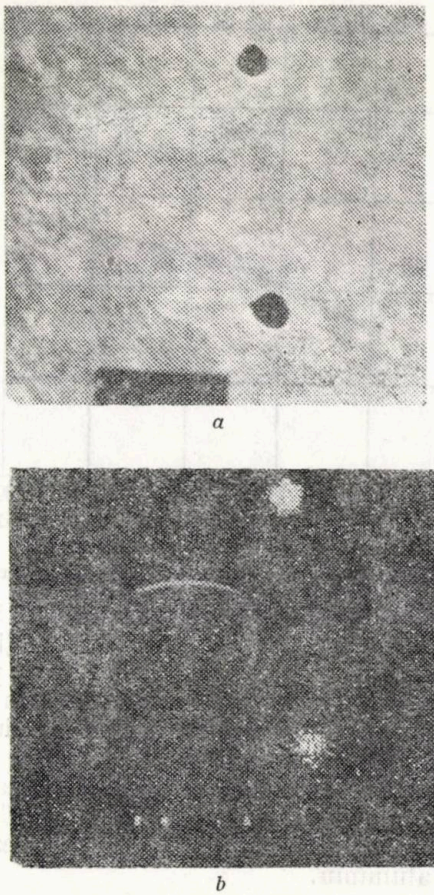
Tabelul 1

Grosimea aglomerărilor de Al_2O_3 în funcţie de diametrul iniţial al incluziunilor

d_0, μm	Timpul, s			
	1	15	30	60
1	0,41	0,71	0,82	0,94
2	0,56	0,94	1,08	1,24
3	0,64	1,10	1,26	1,45
4	0,72	1,24	1,42	1,63

rea aluminiului, dar cele rămase sînt foarte periculoase deoarece pot afecta fluiditatea oţelului şi proprietăţile mecanice.

Analiza probelor prelevate după introducerea prealiajului Ni 15 Mg evidenţiază prezenţa în oţel a unor incluziuni nemetalice complexe de formă globulară formate din oxizi de MgO sau din sistemul MgO — Al_2O_3. În figurile 3 şi 4 se prezintă aspectul şi compoziţia acestor incluziuni nemetalice.



a

b

Fig. 3. Analiza la microsonda electronică a incluziunilor nemetalice: *a* — imaginea optică; *b* — distribuţia *Rx* pentru Mg

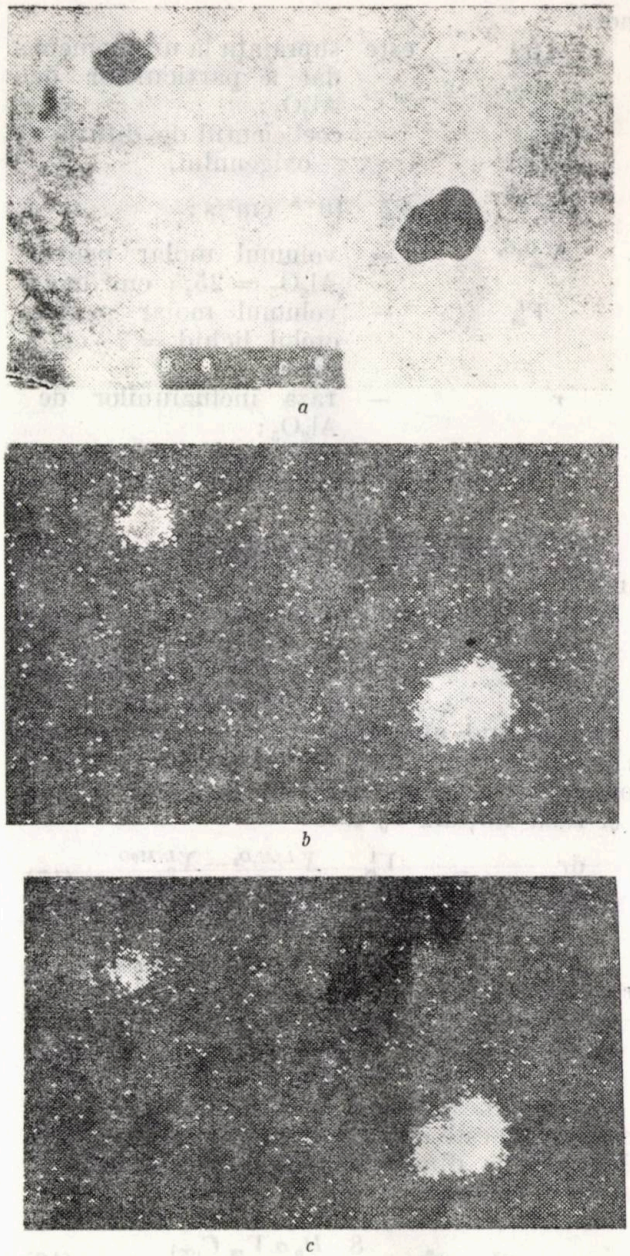
De asemenea, s-au prelevat probe pentru determinarea conţinutului de oxigen din cuptor înainte de evacuarea oţelului şi din oala de turnare după terminarea evacuării. Analizele efectuate au indicat o scădere a conţinutului de oxigen de la 82 ppm, înainte de evacuare, la 45 ppm.

Se apreciază că reacţiile care s-au desfăşurat în oţelul lichid la introducerea prealiajului pe bază de magneziu au fost următoarele:

$$3[Mg] + Al_2O_3\,(s) \rightarrow 3\,MgO(s) + 2[Al] \qquad (11)$$

$$n(MgO)_s + mAl_2O_3(s) \rightarrow nMgO\ mAl_2O_3 \qquad (12)$$

$$[Mg] + [0] \rightarrow (MgO)_{(s)} \qquad (13)$$



a

b

c

Fig. 4. Analiza la microsonda electronică a incluziunilor nemetalice: *a* — imaginea optică; *b* — distribuţia *Rx* pentru Mg; *c* — distribuţia *Rx* pentru Al

La adăugarea Mg în baia metalică conţinutul de oxigen scade la niveluri foarte scăzute, ceea ce are ca efect dizolvarea incluziunilor de Al_2O_3, acestea acţionînd ca un mediu oxidant.

Astfel, presupunînd un proces de difuzie a oxigenului de la incluziunile de Al_2O_3 în baie, se poate calcula viteza de dizolvare prin următoarele relaţii:

$$\frac{dm}{dt} = -D_0 \frac{A(r)}{V_m^{Al_2O_3}} \cdot \frac{\Delta X_0}{r} \qquad (14)$$

$$dm = \frac{A(r)}{V_m^1} (X_0^{Al_2O_3} - X_0^{L/Al_2O_3})dr \qquad (15)$$

unde :

$A(r)$ este suprafaţa la un moment dat a particulelor de Al_2O_3;

D_0 — coeficientul de difuzie a oxigenului,

$$D_0 = 5 \cdot 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s};$$

$V_m^{Al_2O_3}$ — volumul molar pentru $Al_2O_3 = 25{,}5$ cm^3/mol;

V_m^l — volumul molar pentru oţelul lichid = 7 cm^3/mol;

r — raza incluziunilor de Al_2O_3;

$X_0^{Al_2O_3}$ — conţinutul de oxigen în Al_2O_3;

$$\Delta X_0 = X_0^{L/Al_2O_3} - X_0^{L/MgO} \qquad (16)$$

unde :

X_0^{L/Al_2O_3} este oxigenul din topitură în echilibru cu Al_2O_3;

$X_0^{L/MgO}$ — oxigenul din topitură în echilibru cu MgO.

Considerînd un echilibru local între oxigen şi particulele de Al_2O_3 şi MgO, viteza de descompunere a incluziunilor de Al_2O_3 cu o rază r şi raza iniţială r_0 este :

$$r \frac{dr}{dt} = -D_0 \frac{V_m^l}{V_m^{Al_2O_3}} \frac{X^{L/Al_2O_3} - X_0^{L/MgO}}{X_0^{Al_2O_3} - X_0^{L/Al_2O_3}} \qquad (17)$$

$$r^2 - r_0^2 = -2D_0 \frac{V_m^l}{V_m^{Al_2O_3}} \frac{X_0^{L/Al_2O_3} - X_0^{L/MgO}}{X_0^{Al_2O_3}} \cdot t \qquad (18)$$

Dimensiunea critică a nucleelor incluziunilor de MgO este de ordinul a cîţiva Å. Creşterea ulterioară la dimensiuni microscopice poate fi estimată în concordanţă cu relaţia :

$$r^3 - r_0^3 = \frac{8}{9} \frac{D_0 \sigma V_m C_{(\infty)}}{RT} \qquad (19)$$

unde :

r este raza incluziunilor de MgO la un moment dat;

r_0 — raza iniţială a incluziunilor de MgO;

D_0 — coeficientul de difuzie pentru oxigen;

σ — tensiunea interfacială MgO-oţel;

V_m — volumul molar pentru MgO;

$C_{(\infty)}$ — solubilitatea de echilibru a oxigenului;

R, T — constanta gazelor perfecte, respectiv temperatura.

Considerînd, la 1550°C, $\sigma = 1{,}500$ J/m^2, $V_m = 25{,}5$ cm^3/mol, $C_{(\infty)} = 1$ ppm, se obţine :

$$r^3 = 1{,}1 \cdot 10^{-15} \, t \qquad (20)$$

În figura 5 se prezintă creşterea în timp la dimensiuni microscopice a incluziunilor de MgO.

Din analiza metalografică şi calculele efectuate se poate observa că are loc o redistribuire a dimensiunilor incluziunilor nemetalice, acestea fiind în general mici şi uniforme.

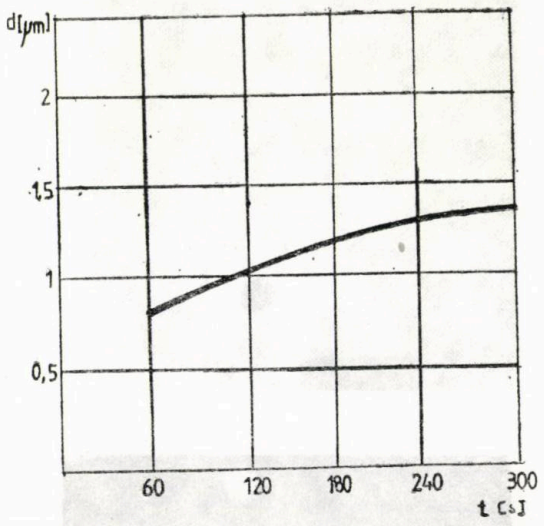


Fig. 5. Variaţia în timp a dimensiunilor incluziunilor de MgO

Nu au fost observate incluziuni pure de MgS, sulfurile apărute fiind complexe şi conţinînd MgS împreună cu MnS. În acelaşi timp puritatea oţelului a crescut, fapt confirmat prin cantitatea mai mică de incluziuni determinate.

Prezenţa MgO, MgO — Al_2O_3, MgS — MnS în probele analizate confirmă faptul că magneziul poate îmbunătăţi morfologia, distribuţia şi compoziţia incluziunilor în oţelurile dezoxidate cu aluminiu.

BIBLIOGRAFIE

[1] Brabie, V. ş.a. *Tratamentul de injecţie în oală, mijloc de îmbunătăţire a calităţii oţelurilor şi fontelor de turnătorie.* În : Metalurgia, R.S.R. nr. 5, 1986.

[2] Brabie, V., ş.a. *Studii şi cercetări privind modificarea incluziunilor nemetalice în oţelurile turnate în piese.* Bucureşti, Buletin I.P.B., 1984—1985.

[3] Hammar, O. *Plant scale trials with Al and Mg deoxidation of Fe — 50% Ni alloys.* În : Steel Research Centre Sandvick, Suedia 1979.

[4] Hammar, O. *Control of inclusion content in Fe 50% Ni ingots through deoxidation with magnesium and calcium.* În : Steel Research Centre Sandvick, Suedia, 1979.

[5] Ooi, H., ş. a. *On the mechanism of alumina cluster formatition in molten iron.* In : Trans. I.S.I.J., Japonia 15, 1975.

[6] Wilson, D. J., ş. a. *Desulphuration, deoxidation and sulphide shape control with nickel — magnesium.* Electr. Furn. Steel Conf., nr. 33, 1975.

[7] Riboud, P. Olette, M. *Aspects fondamentaux de la desulfuration de la fonte et de l'acier par la magnesium, ou la calcium et ses composés.* In : C.I.T., Franţa, nr. 4, 1979.

Dr. ing. Georgeta Coşmeleaţă, ing. C. Bădină
Institutul Politehnic Bucureşti
şi G. Gherghişor ICEM

Aspecte privind microalierea cu niobiu a oţelurilor crom-molibden utilizate la confecţionarea tubulaturii instalaţiilor pentru forajul de mare adîncime

CZ : 621.785 ; 621.73

Toate studiile de prognoză privind direcţiile prioritare de dezvoltare economico-socială, implicit direcţiile prioritare ale cercetărilor ştiinţifice şi tehnologice arată importanţa deosebită a lărgirii bazei de materii prime. Acest fapt este firesc, avînd în vedere că orice sursă de materii prime este istoric epuizabilă, aspect ce este mai pregnant în cazul petrolului şi al gazelor naturale.

Creşterea adîncimii de foraj peste 7000 m (uneori şi la adîncimi considerabil mai mari) duce în mod inevitabil la apariţia unor componente corosive de tipul H_2S, CO_2, CH_4, cloruri în concentraţii variabile de la zăcămînt la zăcămînt. Pe de altă parte, dat fiind nivelul coborît de extracţie al petrolului din zăcămintele de exploatare prin metodele actuale, nivel estimat la doar aproximativ 24%, preocupările specialiştilor s-au îndreptat în mod firesc spre stabilirea unor tehnici noi, de creştere a potenţialului de extracţie a petrolului din zăcăminte.

Aceste metode de recuperare intensivă a petrolului din zăcămintele aflate în exploatare implică, la fel ca şi forarea şi exploatarea hidrocarburilor în medii acide, utilizarea unor materiale metalice noi şi a unor tehnologii noi de realizare a materialelor metalice şi a instalaţiilor de sondă în noile condiţii apărute.

Avînd în vedere cele enunţate mai sus, lucrarea îşi propune să studieze influenţa microalierii cu niobiu (în proporţie de 0,04%) asupra caracteristicilor structurale şi de exploatare ale unui oţel Cr—Mo, în vederea înlocuirii oţelurilor de construcţii aliate şi slab aliate, folosite la confecţionarea prăjinilor de foraj şi a conductelor de transport al petrolului, cu oţelurile microaliate pentru a satisface noile cerinţe de exploatare datorate condiţiilor menţionate.

Procedeul experimental şi rezultatele obţinute

Oţelul utilizat pentru realizarea probelor necesare încercărilor experimentale a fost elaborat în şarjă industrială şi turnat în lingouri de 200 kg la C.O.S. Tîrgovişte (tab. 1).

Lingourile au fost forjate în bare cu Ø 35 mm. După forjare barele au fost recoapte la 850°C cu răcire în cuptor. Pe probe prelevate din aceste bare au fost efectuate cercetări privind următoarele aspecte :

Influenţa microalierii cu niobiu asupra caracteristicilor structurale şi proprietăţilor mecanice ale oţelului crom-molibden

Pentru stabilirea condiţiilor de călire, cîte un set de trei probe a fost austenitizat la cinci temperaturi diferite : 800, 820, 850, 870, 890°C şi răcite în ulei. Aspectul microstructurii este prezentat în figura 1.

Valorile durităţii *HRC* obţinute pe aceste probe sînt prezentate în tabelul 2.

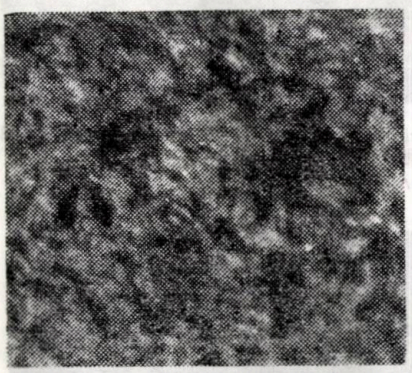


Fig. 1. Aspectul microstructurii obţinute după călire de la 850°C ; 250 : 1

Tabelul 2

Variaţia durităţii *HRC* în funcţie de temperatura de austenitizare

Temperatura de austenitizare, °C	800	820	850	870	890
Duritatea *HRC*	54	56,3	56,5	56,5	55

Tabelul 1

Compoziţia chimică a şarjei, %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti
0,33	0,62	0,20	0,011	0,018	1,07	0,12	0,72	0,13	0,04	0,014

Rezultatele din acest tabel și aspectul microstructurii prezentate mai sus arată că intervalul optim de austenitizare este situat între 820 și 870°C, constatîndu-se o creștere a acestui interval față de 33MoCr11, care este situat între 820 și 850°C (STAS 791—80).

Pentru punerea în evidență a mărimii grăuntelui de austenită a fost utilizată metoda oxidării limitelor.

Rezultatele studiului privind comportarea oțelului la încălzire au arătat că oțelul microaliat are susceptibilitatea mai mică la supraîncălzire decît oțelul de referință, mărimea grăuntelui de austenită fiind de punctaj 6—7 față de 5—6 în cazul oțelului de referință (fig. 2 și 3).

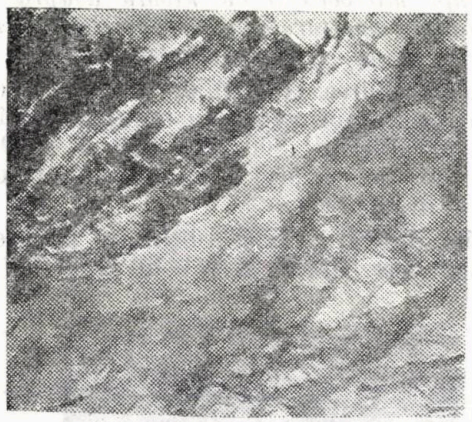


Fig. 2. Mărimea grăuntelui de austenită: oțel 33MoCr11; 200 :1

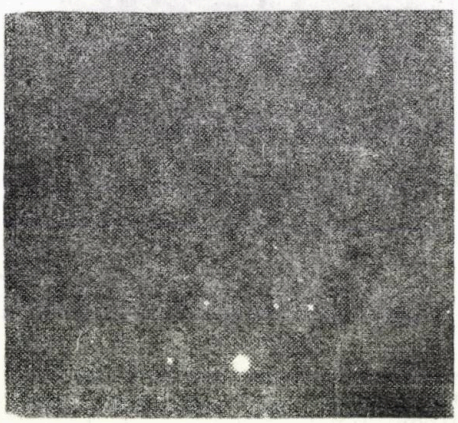


Fig. 3. Mărimea grăuntelui de austenită: oțel 33NbMoCr11; 200 : 1

Pentru stabilirea temperaturii de revenire și a duratei de menținere, un set de probe a fost supus următorului tratament termic: călire de la 850°C cu răcire în ulei și revenire timp de două ore la cinci temperaturi: 500; 550; 600; 630; 650°C, obținîndu-se valorile de duritate *HRC* prezentate în tabelul 3. Aspectul microstructurii este prezentat în figura 4.

Tabelul 3

Variația durității cu temperatura de revenire

Temperatura de revenire, °C	500	550	600	630	650
Duritatea *HRC*	41	39	37	34	31

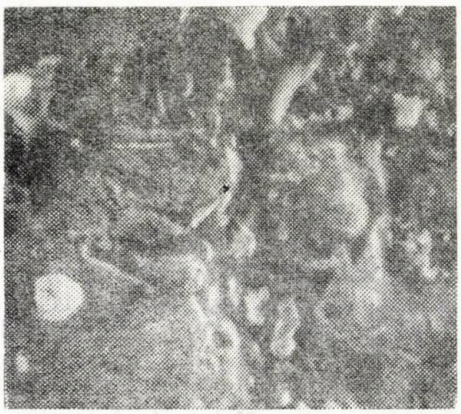


Fig. 4. Aspectul microstructurii obținute după călire de la 850°C și revenire la 650°C; 250 : 1

Din analiza acestor rezultate reiese faptul că intervalul optim de încălzire pentru revenire este cuprins între 550 și 650°C. Se constată că acest interval este analog cu cel indicat în STAS 791—80 pentru oțelul de referință.

Pe baza rezultatelor din literatura de specialitate privind comportarea la coroziune fisurantă sub tensiune, se recomandă ca încălzirea pentru revenire, în cazul utilajului de foraj de mare adîncime, să se efectueze la temperaturi situate la limita superioară a intervalului.

Al doilea set de experimentări a urmărit stabilirea influenței temperaturii de revenire cu o durată de menținere de trei ore asupra caracteristicilor mecanice.

Variantele de tratament termic aplicate și rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 4, din a căror analiză rezultă că oțelul microaliat prezintă o limită de curgere mai mare decît cea a oțelului de referință, ceea ce este foarte important, deoarece în condițiile de exploatare ale produselor confecționate din aceste oțeluri acestea au nevoie de o limită de curgere ridicată.

Raportul $\left(\frac{R_{p0,2}}{R_m}\right)$ este mai mare la oțelul microaliat, ceea ce demonstrează că proprietățile de rezistență mecanică ale acestuia sînt superioare oțelului 33MoCr11.

Efectuarea revenirii la limita inferioară a intervalului de temperatură permite obținerea unor valori ridicate pentru proprietățile me-

canice dar nu asigură obținerea durității maxime recomandate în literatura de specialitate (max. 35 *HRC*).

Pentru aprecierea tenacității au fost efectuate încercări la încovoiere prin șoc pe epruvete cu crestătură în V, conform STAS 7511—81.

Tabelul 4

Proprietățile mecanice ale oțelurilor 33MoCr11 și 33MoCr11 + Nb

Marca de oțel	Temperatura de revenire, °C, 2h	$R_{p0,2}$	R_m	A_5	z	$\frac{R_{p0,2}}{R_m}$
		N/mm²		%		
33MoCr11	580	710	910	14	58	0,78
	600	690	890	16	63	0,76
	650	640	851	18,5	66	0,75
33MoCr11 + Nb	580	790	914	17	68	0,86
	600	768	897	19	71	0,85
	650	730	868	20,5	74	0,86

Au fost confecționate probe din ambele oțeluri care au fost călite de la 850°C cu răcire în ulei și apoi revenite la trei temperaturi : 580 ; 600 ; 650°C și apoi rupte (tab. 5).

Tabelul 5

Valorile rezistenței *KCV* pentru oțelurile 33MoCr11 și 33MoCr11 + Nb

Marca de oțel	Temperatura de revenire, °C 2 h	*KCV*, J
33MoCr11	580	66
	600	78
	650	82
33MoCr11 + Nb	580	111
	600	119
	650	128

Probele revenite la 650°C și rupte la 20°C au fost supuse analizei microfractografice pe suprafața de rupere. Analiza a fost efectuată la microscopul electronic cu baleiaj. Se constată că ruperea a fost predominant ductilă, coeficientul de fibrozitate fiind de cca 80%.

Comportarea la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu saturat în H_2S

La încercarea de coroziune fisurantă sub tensiune au fost supuse probe călite de la 850°C cu răcire în ulei și apoi revenite la 650°C. Acest tratament termic a fost recomandat ca fiind cel mai indicat în vederea obținerii unei comportări bune la acest tip de coroziune.

Metodologia folosită în încercările de coroziune a fost conform standardului NACE — — TM — 01 — 77 și constă în imersarea probelor în soluție de 5% NaCl ; 0,5% CH_3—$COOH$ saturată în H_2S și $pH = 3,2 + 4$, timp de 720 h.

Probele au fost apoi supuse încercării de rupere la tracțiune. Aprecierea comportării la acest tip de coroziune s-a făcut prin coeficientul de fragilitate calculat ca diferența dintre strictțiunea probelor corodate și strictțiunea probelor necorodate (tab. 6).

Tabelul 6

Comportarea la coroziune fisurantă sub tensiune

Marca de oțel	Tensiunea aplicată, %, $R_{p0,2}$	Coeficientul de fragilitate, %
33MoCr11	50	20
	70	80
33MoCr11 + Nb	50	0
	70	0

Analizînd rezultatele obținute se constată că oțelul microaliat are o comportare mai bună la coroziune fisurantă sub tensiune, comparativ cu oțelul de bază.

De asemenea, comparativ cu celelalte oțeluri, oțelul microaliat este apreciat ca avînd o comportare bună la acest tip de coroziune.

Considerații privind natura și compoziția precipitatelor pe bază de niobiu

Pentru a studia natura precipitatelor pe bază de niobiu a fost efectuat un studiu de microscopie electronică prin transmisie pe replici de extracție din probe călite de la 850°C și răcite în ulei.

Imaginea obținută pe replica de extracție pune în evidență existența precipitatelor pe bază deniobiu.

Cu ajutorul imaginii de difracție făcută pe precipitatele din imaginea T.E.M., au fost identificate precipitate de tip Nb[CN].

Determinarea compoziției stoichiometrice și a fracției de precipitat pe bază de niobiu.

În scopul determinării compoziției stoichiometrice și a fracției de precipitat, a fost elaborat un model matematic termodinamic. În acest model s-au făcut următoarele ipoteze simplificatoare:

— se presupune că acei compuși care se formează sînt perfect stoichiometrici și nu conțin fier, deci pot fi scriși sub forma $Nb\,C_y\,N_{1-y}$; $0 \leqslant y \leqslant 1$;

— energia liberă molară a precipitatelor poate fi scrisă sub forma:

$$G_{NbC_yN_{1-y}} = yG^0_{NbC} + (1-y)G^0_{NbN} - TE_Sm + E_Gm \quad (1)$$

unde:

G^0_{NbC}; G^0_{NbN} sînt energiile molare standard ale componentelor binare puse la temperatura care interesează;

E_Sm — integrala entropiei molare ideale de amestec;

E_Gm — integrala energiei libere molare în exces în amestec;

T — temperatura, K;

y — fracție de NbC;

$1-y$ — fracție de NbN.

Pornind de la aceste ipoteze s-au putut scrie expresiile de pornire ale modelului:

$$\bar{G}_{Nbe} = G^0_{NbC} + (1-y)\Delta G + RT\ln y + {}^E\bar{G}_{NbC} \quad (2)$$

$$\bar{G}_{NbN} = G^0_{NbN} - y\Delta G + RT\ln(1-y) + {}^E\bar{G}_{NbC} \quad (3)$$

$$\Delta G_{NbC} = \bar{G}_{NbC} - \bar{G}^0_{Nb} - \bar{G}^0_C \quad (4)$$

$$\Delta G_{NbN} = \bar{G}_{NbN} - \bar{G}^0_{Nb} - \bar{G}^0_N \quad (5)$$

unde:

$\bar{G}_{NbC}$; $\bar{G}_{NbN}$ sînt energiile libere molare parțiale;

$\Delta G = G^0_{NbC} - G^0_{NbN}$

${}^E\bar{G}_{NbC}$; ${}^E\bar{G}_{NbN}$ — energia liberă parțială de exces;

$\bar{G}^0_{Nb}$; $\bar{G}^0_N$; $\bar{G}^0_C$ — energiile libere molare parțiale ale fiecărui element în austenită.

Făcînd unele înlocuiri și prelucrînd ecuațiile se ajunge la forma finală:

$$y\ln\frac{yK_{NbN}}{[Nb_e][C_e]} + (1-y)\ln\frac{(1-y)\,K_{NbN}}{[Nb_e][N_e]} + \frac{L_{cN}}{RT}[y(1-y)] = 0 \quad (6)$$

$$\ln\frac{yK_{Nbe}}{[Nb_e][C_e]} + \frac{L_{cN}}{RT}[(1-y)]^2 = 0 \quad (7)$$

$$\ln\frac{(1-y)\,K_{NbN}}{[Nb_e]\,[N_e]} + \frac{L_{CN}}{RT}y^2 = 0 \quad (8)$$

unde:

$[Nb_e]\,[C_e]\,[N_e]$ reprezintă fracțiile molare ale fiecărui element în austenită la echilibru;

K_{Nbc}; K_{NbN} — produsele de solubilitate ale ecuațiilor de formare a precipitatelor;

L_{CN} — parametrul soluțiilor ideale, J/mol.

Expresiile pe baza cărora s-au făcut calculele:

$$[Nb_0] = \frac{1}{2}f + (1-f)\,[Nb_e] \quad (9)$$

$$[C_0] = \frac{1}{2}fy + (1-f)[C_e] \quad (10)$$

$$[N_0] = \frac{1}{2}(1-y)\,f + (1-f)[N_e] \quad (11)$$

unde:

f este fracția molară a precipitatelor la echilibru;

$[Nb_0][C_0][N_0]$ — fracții molare din aceste elemente în oțel.

Ecuaţiile (6) — (11) formează un sistem cu următoarele date iniţiale :

$[Nb_0] = 0{,}04$; $[C_0] = 0{,}33$; $[N_0] = 0{,}012$

$$K_{NbN} = \frac{-6{,}7700}{T} + 2{,}26$$

$$K_{Nbc} = \frac{-10{,}213}{T} + 4{,}04$$

$T = 850°C$

$L_{CN} = -4{,}260$ [J/mol]

$R = 8{,}315$ [KJ/Kmol],

necunoscutele fiind $[Nb_e]$; $[C_e]$; $[N_e]$; y; f.

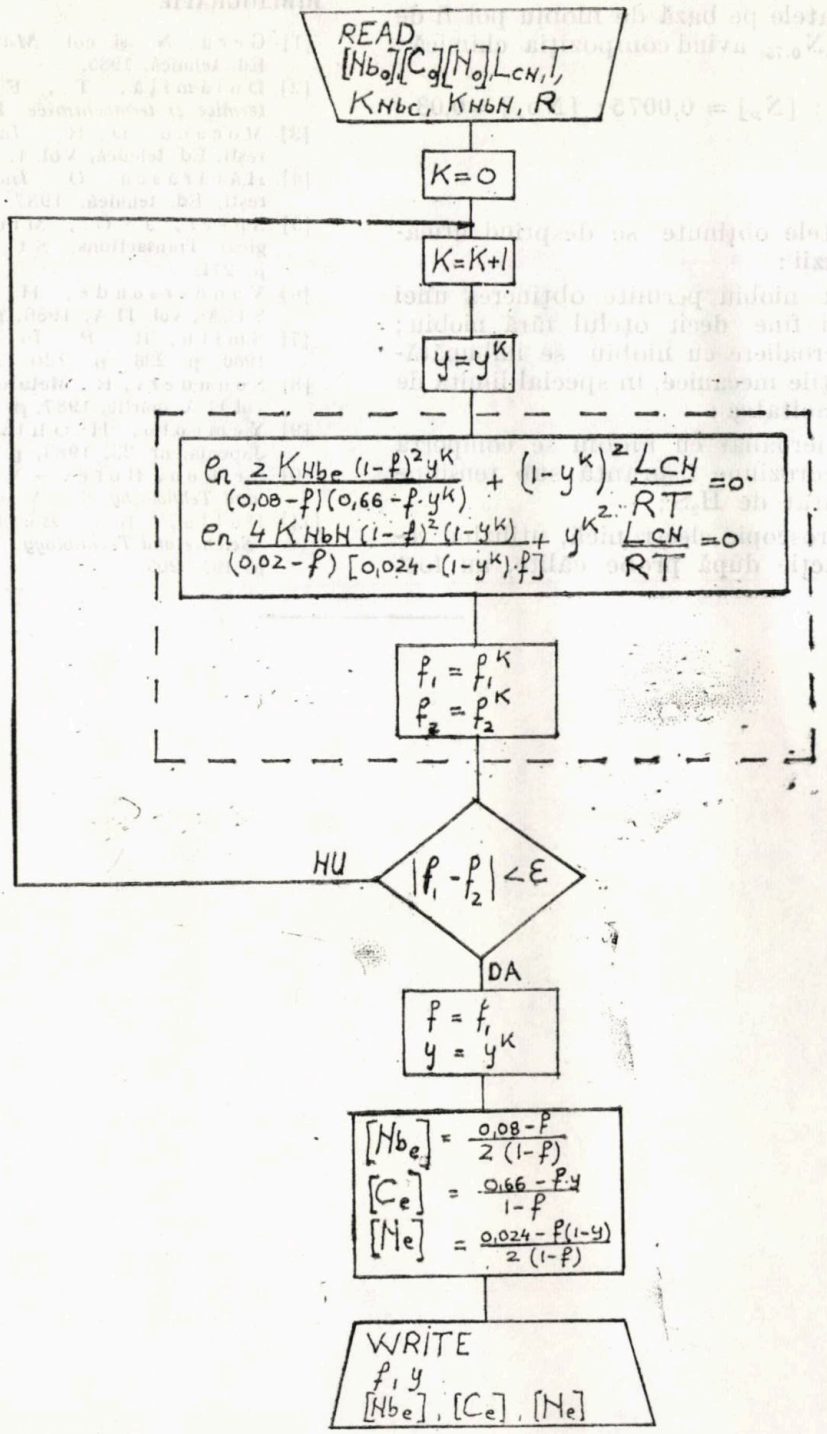


Fig. 5. Schema logică care descrie algoritmul programului utilizat

Modelul a fost rezolvat pe un calculator Felix C 256, folosind metoda iteraţiei. Schema logică care descrie grafic algoritmul programului utilizat este prezentată în figura 5. Rezultatele obţinute sînt următoarele :

$$[C_e] = 0{,}243\,;\ [N_e] = 0{,}0045\,;\ [Nb_e] = 0{,}01\,;$$

$$f = 0{,}012\,;\ y = 0{,}25.$$

Deci, precipitatele pe bază de niobiu pot fi de forma $NbC_{0.25}N_{0.75}$, avînd compoziţia chimică :

$$[C_p] = 0{,}087\,;\ [N_p] = 0{,}0075\,;\ [Nb_p] = 0{,}03$$

Concluzii

Din rezultatele obţinute se desprind următoarele concluzii :

— oţelul cu niobiu permite obţinerea unei granulaţii mai fine decît oţelul fără niobiu;

— prin microaliere cu niobiu se îmbunătăţesc proprietăţile mecanice, în special limita de curgere şi tenacitatea :

— oţelul microaliat cu niobiu se comportă mai bine la coroziune fisurantă sub tensiune în mediu saturat de H_2S;

— prin microscopie electronică, utilizînd replici de extracţie după probe călite, au fost puse în evidenţă precipitate, iar prin difracţie electronică pe arii selectate au fost identificate precipitate pe bază de niobiu de tip Nb(CN);

— prin modelare matematică, utilizînd un calculator tip Felix C 256, s-au stabilit proporţia de precipitat şi compoziţia stoichiometrică a acestuia :

$$[Nb_p] = 0{,}03\,;\ [C_p] = 0{,}087\,;\ [N_p] = 0{,}0075$$

BIBLIOGRAFIE

[1] Geru, N. şi col. *Materiale metalice.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1985.

[2] Dulămiţă, T., Florian, E. *Tratamente termice şi termochimice.* Bucureşti, Ed. Tehnică.

[3] Mocanu, D. R. *Incercarea materialelor.* Bucureşti, Ed. tehnică, Vol. 1. 1987.

[4] Hătărăscu, O. *Indreptar de metalurgie.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1987.

[5] Speer, J. G., Michael, J. R.: Metalurgical Transactions, S.U.A, vol. 1, 18A, febr., 1987, p. 211.

[6] Vandersonde, H. Metalurgical Transactions, S.U.A., vol. 11 A, 1986, p. 387–402.

[7] Smith, R. P. În Transactions AIME, S.U.A., 1966, p. 236; p. 220–221.

[8] Sounders, R. Metalurgical Transactions, S.U.A., vol 11 A, martie, 1987, p. 115.

[9] Yemeoto, H. Ohtsuko, K. Transactions ISIJ, Japonia, nr. 23, 1983, p. 775.

[10] Le Bon, Rofes–Vernis, J. *Metals Science and Tehnologhy*, S.U.A., vol. 9, 1975, p. 36–40.

[11] Dutta, B., Bellars, C. M. *Materials Science and Technology*, S.U.A., vol. 3, martie, 1987, p. 197–205.

Dr. ing. S. Domșa și dr. ing. V. Constantinescu
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

Molibdenul în oțelurile și aliajele anticorosive (inoxidabile) și refractare

CZ : 669.28 ; 669.018.45

La construcția utilajelor și a instalațiilor din industria chimică, a mașinilor și a agregatelor energetice, pe lîngă problemele ridicate de funcționalitate și concepție, de mare importanță este cunoașterea metalelor și a aliajelor de construcție. Durabilitatea, siguranța în exploatare și costul mașinilor, utilajelor și al instalațiilor depind în covîrșitoare măsură de corecta utilizare a acestor materiale.

Între metalele cu o comportare favorabilă anticorosivă și mecanică la cald, un loc aparte îl ocupă molibdenul. În aliajele pe bază de fier, crom și nichel, molibdenul mărește stabilitatea acestora în medii conținînd ioni de clor și în acizi reducători ale căror temperaturi maxime și concentrații admise cresc o dată cu mărirea conținutului de molibden. Molibdenul este un adaos deosebit de eficient pentru micșorarea pericolului coroziunii punctiforme, perforante. De fiecare dată cînd rezistența la coroziune a unui aliaj în anumite condiții de exploatare date este critică, se recomandă apelarea la conținuturi mărite de molibden, atît în cazul oțelurilor anticorosive (inoxidabile) aliate cu 2—4% Mo, cît și în cazul aliajelor speciale (Ni — Mo sau Ni — Mo — Cr) care pot conține pînă la 20—30% Mo. De menționat, însă, că un adaos de peste 3% Mo înrăutățește sensibil inoxidabilitatea la cald (stabilitatea la coroziune gazoasă) a oțelurilor.

Rezistența mecanică la temperaturi înalte (la fluaj) a oțelurilor refractare, ca și a celor inoxidabile, este sensibil ridicată — între altele — în primul rînd de adaosuri, relativ mici (0,4—3%), de molibden. În superaliaje (rezistente mecanic și la temperaturi de peste 700—800°C) molibdenul este prezent în cantități de pînă la 10%. Se consideră că molibdenul ar putea fi una dintre cele mai potrivite baze pentru aliajele refractare rigide la temperaturi foarte ridicate.

Astfel, materialele aliate cu molibden își găsesc utilizare în construcția instalațiilor chimice, de exemplu : oțeluri anticorosive cu 2—4% Mo pentru filtre de acizi calzi, băi de decapare, recipienți de reacție (reactori) inclusiv pentru sinteze organice, vane de cristalizare, centrifuge, autoclave ; aliaje cu 5—20% Mo pentru repere de instalații supuse unor condiții de coroziune severă în industria acizilor organici în procese de sinteză în care este prezent acidul clorhidric.

De asemenea numeroase utilizări își găsesc oțelurile refractare în construcția agregatelor și echipamentelor termice : turbine (cu gaze, cu abur), compresoare, generatoare, supraîncălzitoare și conducte de abur, motoare cu ardere internă, locomotive. În unele cazuri (turbine, părți ale motoarelor reactive, instalații chimice, cuptoare) de neînlocuit sînt superaliajele care conțin molibden.

În cele ce urmează se vor prezenta unele aspecte privind influența molibdenului asupra oțelurilor și aliajelor anticorosive și refractare, a oțelurilor inoxidabile martensitice, feritice, austenitice (Cr—Ni) și în cele durificabile prin dispersie, precum și în aliajele de nichel.

Influența molibdenului asupra structurii oțelurilor și aliajelor anticorosive (inoxidabile) și refractare

Deoarece molibdenul este un element cu caracter alfagen care stabilizează ferita este posibilă obținerea, în oțelurile care îl conțin, a unei structuri α, ca urmare a suprimării transformării $\alpha \rightarrow \gamma$ la încălzire. Totodată molibdenul se numără printre elementele care formează ușor carburi.

La temperaturi înalte molibdenul din oțeluri trece în soluție solidă, separîndu-se la răcire lentă sub diferite forme în funcție de conținuturile de carbon și molibden. În sistemul Fe—C—Mo pot apărea următoarele faze :

ferită — rețea cubică cu volum centrat, feromagnetică ;

cementită $(FeMo)_3C$ — ortorombică, feromagnetică, care dizolvă pînă la 3% Mo ;

carbură $\varkappa(FeMo)_{23}C_6$ — cubică cu fețe centrate, feromagnetică, care dizolvă 3,5 — —10% Mo ;

carbură $\omega(\eta)$ $(FeMo)_6C$ — cubică cu fețe centrate, nemagnetică în care raportul Fe/Mo poate varia considerabil ;

carbură $\theta(Mo_2C)$ — hexagonală, nemagnetică, care poate să conțină în soluție pînă la 25% Fe.

În oțelurile anticorosive (inoxidabile) și refractare cel mai frecvent apare carbura $\varkappa(M_{23}C_6)$ în care molibdenul, împreună cu fierul și cromul, este cuprins în simbolul M.

Celelalte carburi apar numai în cazuri speciale, și numai atunci cînd conținuturile de carbon și molibden diferă mult de cele obișnuite ale acestor oțeluri.

Pe lîngă formarea carburilor, molibdenul ia parte și la formarea compușilor intermetalici. Astfel, în oțelurile stabilizate Cr—Ni—Mo s-a determinat compusul Fe_2Mo (numit și faza Laves). În aliajele Fe—Mo cu peste 6% Mo fără carbon apare faza ε-compus $FeMo_2$. În mod deosebit este însă implicat molibdenul în formarea fazei σ (compusul intermetalic FeCr), în care poate înlocui parțial cromul. Alte faze intermetalice pot apărea în oțelurile cu cca 3% Mo : astfel este faza χ (cubică) cu compoziția $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ care conține și carbon sau poate forma soluție solidă cu o carbură. În oțelurile anticorosive (inoxidabile) și refractare se întîlnește, în primul rînd, faza σ ; faza Laves (Fe_2Mo) apare relativ rar.

Influența molibdenului în oțelurile crom-nichel

În oțelurile anticorosive (inoxidabile) și refractare Cr—Ni adaosurile de molibden au în ceea ce privește structura același rol ca și conținuturile crescute de crom : molibdenul mărește proporția de ferită în oțelurile austenito-feritice și micșorează stabilitatea austenitei. Ca atare și în diagrama Schäffler [1]—[4], dependența compoziție chimică — structură a oțelurilor inoxidabile, în care pe abscisă este luată în considerare influența elementelor alfagene prin conținutul echivalent în crom — $\%Cr_{echiv} = \%Cr + \%Mo + \ldots$, molibdenul (în cantități de pînă la 1%) este reprezentat ca avînd același coeficient (1) ca și cromul. De menționat că acest coeficient poate fi mai ridicat (3% Mo).

Influența conținutului de molibden și a tratamentului termic asupra structurii oțelurilor Cr—Ni—Mo (cu 0,05—0,1%C) se prezintă în figura 1 [5], care redă structurile rezultate după călire la temperaturi de 1 100 — 1150°C și în urma unei recoaceri timp de patru ore la 870°C. Corespunzător diferitelor conținuturi ale elementelor de aliere, în masa de bază austenitică apar ferită, carburi și faza σ. Se poate observa că la, conținuturi foarte mari de crom și nichel, faza σ este prezentă chiar și după călire de la temperaturi înalte. Prin recoacere la 870°C domeniul de compoziții în care poate apărea faza σ se lărgește considerabil.

Conform acestor diagrame, un oțel cu compoziția clasică 18%Cr—8%Ni care conține și 1% Mo nu mai este pur austenitic. Pentru obținerea unei structuri pur austenitice conținutul de nichel trebuie ridicat la 10% ; în prezența unui adaos de 3%Mo conținutul de nichel trebuie mărit la (sau peste) 14%. Din aceste motive. oțelurile cu 18—10% Mo conțin frecvent 12% Ni, iar uneori, atunci cînd conținutul de carbon este foarte scăzut, chiar conținuturi mai mari de nichel.

Carburile care apar la revenirea după călire de la temperaturi înalte, sau la recoacerea îndelungată la temperaturi cuprinse între 500 și 900°, sînt de tip χ, $M_{23}C_6$, putînd conține simultan fier, crom și molibden. Ca și în cazul oțelurilor austenitice Cr—Ni fără adaosuri de molibden, aceste precipitări ale carburilor pot duce la o sensibilitate a oțelurilor Cr—Ni—Mo la coroziunea intercristalină.

Diagramele din figura 1 mai arată și influența molibdenului asupra formării fazei σ. Cercetări aprofundate au arătat că prezența molibdenului în oțelurile Cr-Ni austenitice accelerează formarea fazei σ, deplasînd totodată viteza maximă de precipitare spre temperaturi mai înalte. Molibdenul influențează, de altfel, și domeniul de temperatură în care apare faza σ, extinzîndu-l atît spre temperaturi mai înalte cît și spre temperaturi mai scăzute. Așadar, în prezența molibdenului, faza σ apare la temperaturi la care, în oțelurile fără molibden, nu se formează încă nici o fază intermetalică.

Cu cît conținutul de molibden în oțel este mai ridicat cu atît mai mare va fi și proporția de molibden în faza σ. Cantitatea de molibden din faza σ depinde, în primul rînd, de viteza de difuzie a molibdenului spre nucleele de precipitare. Prezența în structură a feritei duce, de asemenea, la o îmbogățire substanțială a fazei σ în molibden. Pînă în prezent nu se cunoaște exact limita maximă de solubilitate a molibdenului în faza σ. Efectul stabilizator și accelerator al molibdenului apare deja de la conținuturi care sînt oricum mult sub valorile care ar putea corespunde solubilității maxime. În oțelurile austenitice Cr—Ni—Mo, molibdenul este cel mai eficace element în ceea ce privește formarea fazei σ, deși conținutul său nu este singurul factor care determină cinetica precipitării acestei faze. Efectul accelerator amintit apare abia la conținuturi mari de molibden. Este posibil ca la formarea fazei σ să contribuie doar acele cantități de molibden care depășesc solubilitatea lui maximă în oțel, corespunzătoare temperaturii la care are loc precipitarea. Într-un oțel 18Cr—10%Ni solubilitatea maximă a molibdenului la 700°C este de 0,65% [6].

Ca și în oțelurile Cr—Ni, și în cele Cr—Ni—Mo faza σ provoacă o serie de inconveniente dintre care cel mai mare este fragilizarea oțelului, care se caracterizează prin valori ale rezilienței inacceptabil de mici. Apariția fazei σ influențează negativ prelucrabilitatea prin deformare plastică la cald a oțelului, de altfel ca și prezența feritei δ. În sfîrșit, faza σ micșo-

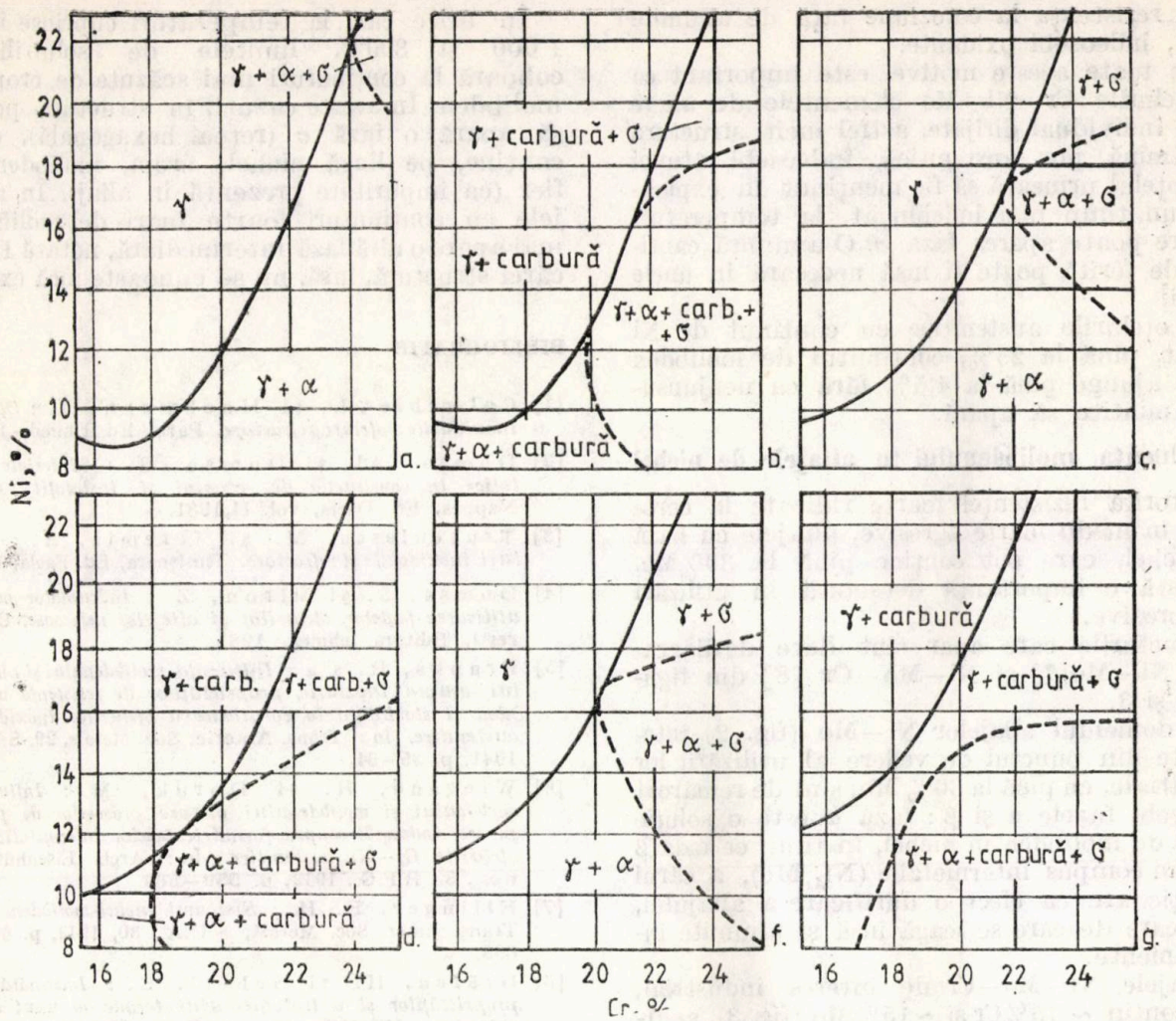


Fig. 1. Diagramele structurale ale oțelurilor Cr—Ni—Mo, tratate termic: *a* — 1—1,5 %Mo; 1 100—1 150°C/aer; *b*—1—1,5 %Mo; 1 100—1 150°C/aer + 870°C, 4h; *c* — 1,75—2,25 %Mo; 1 100—1 150°C/aer; *d* — 1,75—2,25 %Mo; 1 100 — 1 150°C/aer + 870°C, 4h; *e* — 2,75 — 3,25 %Mo; 1 100 — 1 150°C/aer; *f* — 2,75 — 3,25 %Mo; 1 100—1150°C/aer + 870°C, 4h

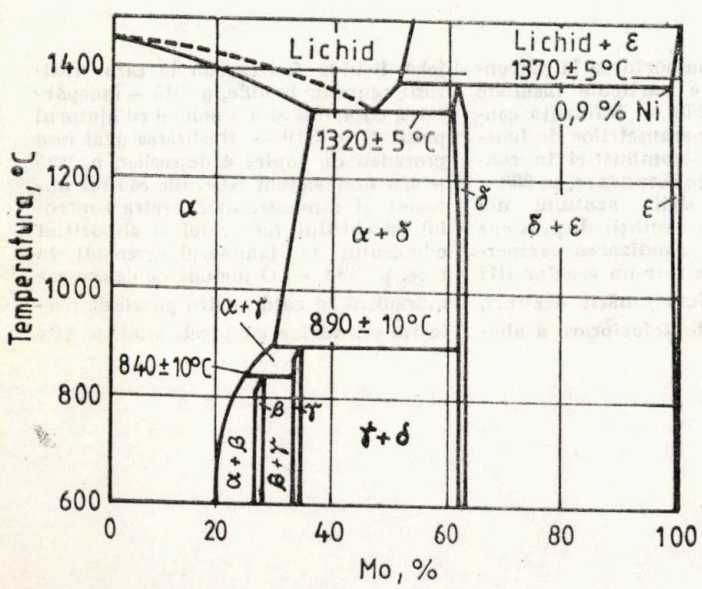


Fig. 2. Diagrama de echilibru Ni—Mo

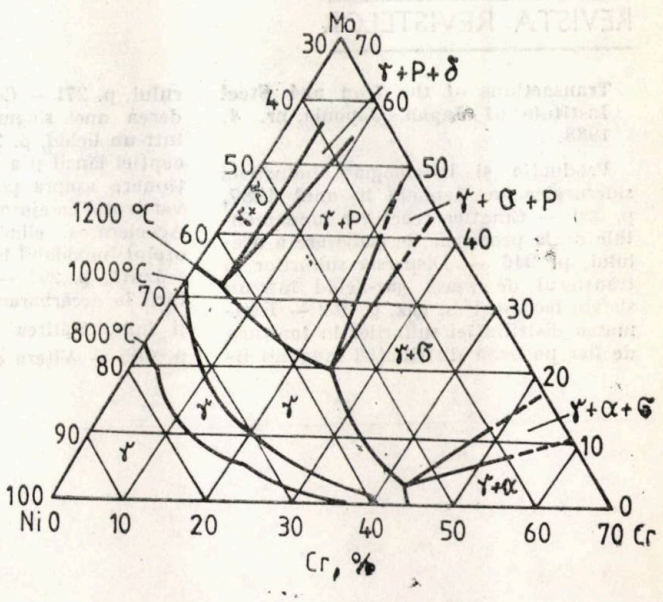


Fig. 3. Secțiune la 1 200°C în diagrama ternară (parțială) Ni—Mo—Cr

rează rezistența la coroziune față de anumite medii, îndeosebi oxidante.

Din toate aceste motive, este important ca în oțelurile Cr—Ni—Mo elementele de aliere să fie individual dirijate, astfel încît structura să rămînă pur austenitică, îndeosebi atunci cînd oțelul urmează să fie menținut în exploatare un timp mai îndelungat, la temperaturi la care poate apărea faza σ. O anumită cantitate de ferită poate fi însă necesară în unele cazuri.

În oțelurile austenitice cu conținut de Ni ridicat, pînă la 25%, conținutul de molibden poate ajunge pînă la 4,5% fără ca neajunsurile amintite să apară.

Influența molibdenului în aliajele de nichel

Datorită rezistenței foarte ridicate la coroziune în medii foarte agresive, aliajele cu bază de nichel, care pot conține pînă la 30%Mo, prezintă o importanță deosebită în utilizări anticorosive.

Structurile care apar sînt date de diagramele Ni—Mo[7] și Ni—Mo—Cr [8] din figurile 2 și 3.

În domeniul aliajelor Ni—Mo (fig. 2) interesante din punctul de vedere al utilizării lor industriale, cu pînă la 30% Mo, sînt de remarcat îndeosebi fazele α și β : faza α este o soluție solidă de molibden în nichel, în timp ce faza β este un compus intermetalic (Ni_4 Mo), a cărui apariție are ca efect o durificare a aliajului, durificare de care se leagă însă și anumite inconveniente.

Aliajele Ni—Mo—Cr de interes industrial, care conțin ~ 15%Cr și ~15%Mo (fig. 3), aparțin, evident, domeniului soluției solide (γ).

În orice caz, la temperaturi cuprinse între 1 000 și 800°C, limitele de solubilitate coboară la conținuturi mai scăzute de crom și molibden. În aceste cazuri, în structură poate să apară o fază σ (rețea hexagonală), care conține, pe lîngă nichel, crom, molibden, și fier (ca impuritate prezentă în aliaj). În aliajele cu conținuturi foarte mari de molibden mai apare o altă fază intermediară, notată P, a cărei structură, însă, nu se cunoaște încă exact.

BIBLIOGRAFIE

[1] Colombier, L. și Hochmann, J. : *Oțeluri inoxidabile ; oțeluri refractare.* Paris, Ed. Dunod, 1965.

[2] Domșa, Al. și Domșa, S. : *Materiale metalice în construcția de mașini și instalații.* Cluj-Napoca, Ed. Dacia, vol. II,1981.

[3] Trușculescu, M. și Ieremia, A. : *Oțeluri inoxidabile și refractare.* Timișoara, Ed. Facla, 1983.

[4] Domșa, S. și Miron, Z. : *Îndrumător pentru utilizarea fontelor, oțelurilor și aliajelor neferoase.* București, Editura tehnică, 1985.

[5] Franks, R. ș. a. : *Influența molibdenului și niobiului asupra structurii, proprietăților de rezistență mecanică și stabilității la coroziune a oțelurilor inoxidabile austenitice.* În : Trans. Americ. Soc. Metals, 29, S.U.A. 1941, p. 35—84.

[6] Wiegand, H. și Doruk, M. : *Influența carbonului și molibdenului asupra proceselor de precipitare, îndeosebi asupra formării fazelor intermetalice în oțelurile Cr—Ni austenitice.* În : Arch. Eisenhüttenwes., 33 R.F.G., 1962, p. 559—566.

[7] Ellinger, F. H. : *Sistemul nichel-molibden.* În : Trans. Amer. Soc. Metals, S.U.A., 30, 1942, p. 607—638.

[8] Gräfen, H. și Scheil, E. : *Îmbunătățirea proprietăților și a tratamentului termic al unui aliaj refractar Ni(59%) —Cr (23%) — Mo(15%).* În : Revue de Métallurgie, Franța, 60, 1963, p. 871—882

REVISTA REVISTELOR

Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Japonia, nr. 4, 1988.

Producția și tehnologia industriei siderurgice în Japonia în anul 1987, p. 231 — Cinetica reacțiilor fundamentale de la procesele de elaborare a oțelului, p. 246 — Dispersia sulfurilor și transferul de masă gaz-lichid într-un sistem barbotat cu gaz, p. 262 — Estimarea distribuției sulfurilor în topitura de fier pe baza distribuției lungimii firului, p. 271 — Comportarea la pătrunderea unei singure particule insuflate într-un lichid, p. 278 — Influența concepției lăncii și a parametrilor de funcționare asupra postcombustiei în convertizorul cu ajutaje secundare, p. 288— Accelerarea eliminării azotului din oțelul inoxidabil în condiții de presiune scăzută, p. 297 — Analizarea comportării la decarburare într-un reactor RH și îmbunătățirea funcționării acestuia, p. 305 — Viteza de defosforare a aliajelor lichide fier-carbon în cazul utilizării zgurelor lichide, p. 315 — Îndepărtarea cuprului și a staniului cu ajutorul plasmei, p. 319 — Realizarea unui nou procedeu de topire a deșeurilor, p. 325 — Un nou sistem AGC (de control automat al dimensiunilor) pentru controlul curentului motorului și al poziției cilindrului la laminorul reversibil la rece, p. 333 — O metodă de deformare hidraulică la cald pentru piesele de prelucrat cilindrice cu pereți groși, p. 334

Ing. A. Dijmărescu, dr. ing. A. Urseanu şi ing. Gheorghiţa Belcea
C.S.R

Termodinamica procesului de desulfurare a fontei

CZ : 669.162.267.6

În sistemul periodic al elementelor, sulful este situat sub oxigen, în grupa a VI-a. Proprietăţile acestor elemente chimice asemănătoare îngreunează şi limitează desulfurarea prin procesul de oxidare.

În vederea diminuării proporţiei de sulf în oţel, este necesară o fontă săracă în sulf.

În atmosferă oxidantă, afinitatea sulfului faţă de oxigen este mai mare comparativ cu afinitatea sulfului faţă de fier.

Chiar dacă conţinutul de sulf al amestecului de şarjă pentru aglomerare poate fi eliminat prin intermediul unei atmosfere oxidante, totuşi conţinutul de sulf în furnal este de ordinul 5—9 kg S/t fontă şi depinde în majoritate de conţinutul de sulf al cocsului care se introduce în furnal.

Acest sulf, pînă la o proporţie de 90%, poate fi legat prin intermediul unei zgure bazice. Transformarea oxizilor în sulfuri se realizează printr-o atmosferă puternic reducătoare, cînd în zgure oxigenul se schimbă cu sulf.

Efectul dezoxidant al C, Si, Mn contribuie în mod direct la îndepărtarea sulfului din fontă. În furnal, sulful trebuie cedat de către cocsul metalurgic, înainte de a fi primit de către încărcătura (minereu + aglomerat) care conţine deja 0,15—0,22%S.

Din cantitatea totală încărcată, o parte se evacuează cu gazele de furnal, iar restul se repartizează între fontă şi zgură în funcţie de caracteristicile zgurei.

După lucrările lui H. Schenck [1], ar rezulta o eliminare a sulfului din cocs, prin degazare, în proporţie de cca 10%.

Cocsul conţine în medie 1,2—1,6%S. Proporţia arătată, de 10%, depinde de sortimentul cocsului utilizat şi, independent de compoziţia fazei gazoase, va fi eliminat între 600 şi 700°C.

O diminuare în continuare a sulfului are loc concomitent cu degazarea cocsului la temperatura de 800°C.

La o ardere mai lentă şi la bucăţi mai mici de cocs, diminuarea conţinutului de sulf (—S) va fi mai mare decît diminuarea conţinutului de carbon (—C), astfel încît conţinutul procentual al sulfului în cocs va scădea.

Înainte ca cocsul, în drumul său descendent, să atingă în interiorul furnalului zona gurilor de vînt, se constată o diminuare cu 25—35% a sulfului prin degazare directă rezultată în urma consumului de carbon prin reducere directă.

În zona de oxidare, din faţa gurilor de vînt, o dată cu arderea cocsului va arde şi restul de sulf rămas, transformîndu-se în SO_2, atingînd o concentraţie a sulfului în gaz — în funcţie de conţinutul de sulf al cocsului de — 1—2 g/cm³.

Datorită presiunii mici de vapori ai sulfului, în zona gurilor de vînt, zgura şi fonta se desulfurează în loc să fie sulfurată.

În zona următoare de reducere, SO_2 format se reduce la S_2C, COS, SH_2, iar sulful, prin combinaţiile formate, va trece în încărcătura metalică.

Posibilitatea de preluare a sulfului de către încărcătura lichidă a fost cercetată de către I. Langhammer şi H. Schenck[1], rezultînd că peste temperatura de 1 000°C încărcătura preia sulful foarte repede, iar sub această temperatură fenomenul se inversează. Cel mai ridicat conţinut de sulf îl are fonta care se găseşte în echilibru cu FeS.

La temperatura de 1 365°C capacitatea maximă de preluare a sulfului este de 0,05%, iar la 1 000°C este de cca 0,01%.

Dacă conţinutul de sulf în zgură (%) se notează cu (S), iar conţinutul de sulf în fontă (%) cu [S], atunci raportul:

$$L_S = \frac{(S)}{[S]} \qquad (1)$$

reprezintă coeficientul de repartizare a sulfului între zgură şi fontă. Cu cît acest coeficient este mai mare, cu atît sulful va trece mai mult în zgură şi va rămîne mai puţin în fontă.

Dacă se notează cu „S" cantitatea de sulf din încărcătură (scăzînd pe cel trecut în gaze), cantitatea de fontă se notează cu Q_f, iar cantitatea de zgură cu Q_z, atunci se poate scrie următoarea ecuaţie de echilibru a sulfului:

$$S_i = \frac{Q_f[S]}{100} + \frac{Q_z(S)}{100} \qquad (2)$$

Prin împărţirea ecuaţiei (2) cu $\frac{Q_f[S]}{100}$ rezultă:

$$\frac{S_i \cdot 100}{Q_f[S]} = 1 + \frac{Q_z}{Q_f} \cdot \frac{(S)}{[S]} \qquad (3)$$

Se notează raportul dintre cantitatea de sulf din încărcătură, pentru unitatea de fontă:

$$\frac{S_i 100}{Q_f} = S_i, \qquad (4)$$

iar cantitatea relativă de zgură:

$$\frac{Q_z}{Q_f} = S_g \qquad (5)$$

Din relaţiile (1) şi (3) se obţine:

$$S = \frac{S_f}{1 + L_s \cdot S_g} \qquad (6)$$

Din ecuaţia (6) rezultă posibilitatea scăderii conţinutului de sulf din fontă prin diminuarea cantităţii de sulf în încărcătură, creşterea coeficientului de repartizare L_S şi prin mărirea cantităţii de zgură.

Creşterea cantităţii de zgură nu este indicată, deoarece duce la creşterea consumului de cocs, deci la o introducere suplimentară a sulfului în furnal.

În urma unor cercetări efectuate s-a putut constata că principalii factori care influenţează desulfurarea sînt creşterea bazicităţii zgurei şi ridicarea temperaturii în creuzet.

Influenţa favorabilă a temperaturii ridicate a zgurei, în aceste condiţii, măreşte viteza reacţiilor de desulfurare datorită vitezei de difuziune mărită.

Calculul coeficientului de repartiţie a sulfului permite rezolvarea unor importante probleme practice: stabilirea conţinutului minim de sulf în minereu şi cocs, a conţinutului final de sulf în metal etc.

La descrierea trecerii sulfului în zgură se va folosi următorul mod de prezentare: se pleacă de la ipoteza că în zgurele lichide există legături chimice. În acest caz, sînt valabile, pentru transferul sulfului din fontă în zgură, următoarele reacţii:

$$[S] + (CaO) \rightarrow (CaS) + [O] \qquad (7)$$

$$k_{\text{fontă-zgură}} = \frac{a_{(CaS)} \cdot a_{[O]}}{a_{(CaO)} \cdot a_{[S]}} \qquad (8)$$

respectiv:

$$k_{\text{fontă-zgură}} = f_{(CaS)} \cdot (CaS) \cdot f_{[O]} \cdot [O] \qquad (9)$$

Această nouă prezentare ţine seamă de constituţia ionică a zgurelor.

Corespunzător constantei de echilibru (9) creşte capacitatea de preluare a sulfului de către zgure o dată cu creşterea activităţii calcarului.

Activitatea maximă a calcarului este determinată de fluiditatea zgurei şi de felul fazelor solide în domeniul de saturaţie. În zgurele $CaO-Al_2O_3$ se poate obţine o saturaţie a calcarului astfel încît activitatea CaO va fi: $a_{CaO} = 1$. În zgurele $CaO-SiO_2$ activitatea calcarului este limitată de formarea silicatului bicalcic.

Zgurele de furnal conţin, pe lîngă CaO şi SiO_2, Al_2O_3 şi MgO. Plecînd de la sistemul binar $CaO-SiO_2$ domeniul zgurelor fluide este limitat prin existenţa ecartului de saturaţie dat de $SiO_2 \cdot 2CaO$, $SiO_2 \cdot CaO$ şi SIO_2, astfel încît cu 5% MgO, care înlocuieşte SiO_2, se realizează un domeniu bazic unde fluiditatea este cu mult mai mare. Şi prin Al_2O_3 se limitează domeniul de saturaţie a silicaţilor de calciu, care la rîndul lor lărgesc zona zgurelor fluide.

Conţinutul ridicat de Al_2O_3 impune reducerea conţinutului de MgO datorită formării spinelilor.

În cazul unor zgure multicomponente capacitatea lor de preluare a sulfului nu este ilustrată prin activitatea calcarului, ci prin bazicitate.

În general, pentru bazicitate se utilizează relaţia:

$$I_B = \frac{(CaO) + \alpha(MgO)}{(SiO_2) + \beta(Al_2O_3)} \qquad (10)$$

În cazul zgurelor bogate în SiO_2, pe considerente molare, efectul CaO/MgO este aproximativ egal. Factorul de schimb $\alpha = \frac{(CaO)}{(MgO)}$ va avea valoarea $\frac{56}{40} = 1{,}4$.

În cazul unor zgure cu bazicitate ridicată, valoarea factorului de schimb $\alpha = \frac{(CaO)}{(MgO)}$ va scădea la 0,6, coeficient care depinde de compoziţia zgurelor; la conţinuturi ridicate de MgO în zgure, factorul de schimb $\frac{(CaO)}{(MgO)}$ va tinde spre valoarea $\alpha = 1{,}0$, iar la conţinuturi foarte mici de MgO, $\alpha = 0$.

Influenţa Al_2O_3 este cu mult mai mică decît cea a MgO.

Valoarea lui β variază între $-0{,}3$ şi $+0{,}3$.

Consideraţii termodinamice privind desulfurarea fontei cu CaO şi MgO

Desulfurarea cu calcar are loc conform reacţiei:

$$(CaO) + [S] \rightarrow (CaS) + [O] \qquad (11)$$

avînd următoarea constantă de echilibru:

$$\log k_{12} = \log \frac{a_{(CaO)} \cdot a_{[O]}}{a_{(CaO)} \cdot a_{[S]}} = \frac{G_{12}}{4{,}574 \cdot T} \qquad (12)$$

Entalpia liberă a reacţiei G_{12} poate fi calculată din entalpiile reacţiilor parţiale. Pentru stabilirea conţinutului de sulf este necesar să se cunoască aprioric activitatea oxigenului, care după relatările lui W. Löscher [2] poate varia într-un domeniu destul de larg. În caz favorabil, activitatea oxigenului poate fi sta-

bilită prin intermediul echilibrului G—O, astfel :

$$(C) + [0] \rightarrow \{CO\} \qquad (13)$$

Constanta de echilibru pentru desulfurarea fontei cu calcar

$$(CaO) \rightleftharpoons \{Ca\} + \frac{1}{2}\{O_2\} \quad G_1 = +153550 - 25{,}64\ T$$

$$\{Ca\} + \frac{1}{2}\{S_2\} \rightarrow (CaS) \quad G_2 = -131780 + 24{,}94\ T$$

$$[S] \rightarrow \frac{1}{2}\{S_2\} \quad G_3 = +31520 - 5{,}27\ T$$

$$\frac{1}{2}\{O_2\} \rightarrow [0] \quad G_4 = -28000 - 0{,}69\ T$$

$$(CaO) + [S] \rightarrow (CaS) + [0] \quad \Delta G_{12} = G_1 + G_2 + G_3 + G_4$$

$$\Delta G_{12} = +25290 - 6{,}66T$$

$$\log \frac{a_{(CaS)} \cdot a_{[O]}}{a_{(CaO)} \cdot a_{[S]}} = \frac{-\Delta G_{12}}{4{,}574\,T}$$

$t = 1300°C$

$$\Delta G_{12} = 25290 - 6{,}66 \cdot 1573 = 14810$$

$$\log \cdot k_{12} = \frac{-14810}{4{,}574 \cdot 1573} = -2{,}059$$

$$k_{(12)_{1800}} = 8{,}73 \cdot 10^{-3}$$

$t = 1400°C$

$$\Delta G_{12} = 25290 - 6{,}66 \cdot 1673 = 14147{,}82$$

$$\log k_{12} = \frac{-14147{,}82}{4{,}574 \cdot 1673} = -1{,}848$$

$$k_{(12)_{1400}} = 1{,}416 \cdot 10^{-2}$$

$t = 1500°C$

$$\Delta G_{12} = 25290 - 6{,}66 \cdot 1773 = 13480$$

$$\log k_{12} = \frac{-13480}{4{,}574 \cdot 1773} = -1{,}662$$

$$k_{(12)\,1500} = 2{,}18 \cdot 10^{-2}$$

Calculul activității oxigenului unei fonte saturate cu carbon la 1 300, 1 400 și 1 500°C

$$(C) + 1/2\{O_2\} \rightarrow \{CO\} \quad G_5 = -26700 - 21{,}95\ T$$

$$[0] \rightarrow 1/2\{O_2\} \quad G_6 = 28000 + 0{,}69\ T$$

$$(C) + [O] \rightarrow \{CO\} \quad \Delta G_{14} = G_4 + G$$

$$\Delta G_{14} = 1300 - 20{,}26\ T$$

$$\log k_{14} = \log \frac{p_{CO}}{a_{[C]} \cdot a_{[O]}} = \frac{-\Delta G_{14}}{4{,}574\,T}$$

pentru $a_{[C]} = 1$ și $p_{CO} = 1$
Deci pentru :

$t = 1300°C$:

$$\Delta G_{14} = 1300 - 20{,}26 \cdot 1573 = -30560$$

$$\log \frac{1}{a_{[O]}} = \frac{30560}{4{,}574 \cdot 1573} = 4{,}248$$

$$\frac{1}{a_{[O]}} = 1{,}77 \cdot 10^4$$

$t = 1400C$:

$$\Delta G_{14} = 1300 - 20{,}26 \cdot 1673 = -32594{,}98$$

$$\log \frac{1}{a_{[O]}} = \frac{32594{,}98}{4{,}574 \cdot 1673} 4{,}2595$$

$$\frac{1}{a_{[O]}} = 1{,}817 \cdot 10^4$$

$t = 1500°C$

$$\Delta G_{14} = 1500 - 20{,}26 \cdot 1773 = -34620$$

$$\log \frac{1}{a_{[O]}} = \frac{34620}{4{,}574 \cdot 1773} = 4{,}269$$

$$\frac{1}{a_{[O]}} = 1{,}857 \cdot 10^4$$

$$k_{14} = \frac{p_{CO}}{a_{[C]} \cdot a_{[O]}} \qquad (14)$$

După calculele de mai sus, rezultă pentru temperatura de 1 300°C o valoare a lui k_{14} de $1{,}77 \cdot 10^4$, pentru temperatura de 1 400°C o valoare a lui k_{14} de $1{,}817 \cdot 10^{14}$, iar pentru temperatura de 1 500°C o valoare a lui k_{14} de $1{,}857 \cdot 10^4$.

În topitura saturată cu carbon, pentru $a_C = 1$ sub $p_{CO} = 1$ atm rezultă următoarea activitate a oxigenului :

$$a_{[O]} = \frac{1}{k_{14}} \qquad (15)$$

Astfel pentru :

$t = 1\,300°C$:

$$a_{[O]} = \frac{1}{1,77} \cdot 10^{-4} = 0,564 \cdot 10^{-4}$$

$t = 1\,400°C$

$$a_{[O]} = \frac{1}{1,817} \cdot 10^{-4} = 0,550 \cdot 10^{-4}$$

$t = 1\,500°C$:

$$a_{[O]} = \frac{1}{1,857} \cdot 10^{-4} = 0,538 \cdot 10^{-4}$$

Prin introducerea activității în constanta de echilibru (k_{12}) — considerînd că în acest domeniu de temperatură nu există nici o solubilitate între SCa și CaO ($a_{CaS} = a_{CaO} = 1$) — este valabil coeficientul de activitate $f_s = 5,0$.

$$k_{12} = \frac{a_{[O]}}{a_{[S]}} = \frac{a_{[O]}}{5 \cdot [S]} \qquad (16)$$

Astfel pentru :

$t = 1\,300°C$:

$$[S] = \frac{a_{[O]}}{5 \cdot k_{(12)_{1300}}} = \frac{0,564 \cdot 10^{-4}}{5 \cdot 8,73 \cdot 10^{-3}} = 0,00129\%$$

$t = 1400°C$:

$$[S] = \frac{a_{[O]}}{5 \cdot k_{(12)_{1400}}} = \frac{0,550 \cdot 10^{-4}}{5 \cdot 1,416 \cdot 10^{-2}} = 0,000776\%$$

$t = 1\,500°C$:

$$[S] = \frac{a_{[O]}}{5 \cdot k_{(12)_{1500}}} = \frac{0,538 \cdot 10^{-4}}{5 \cdot 2,18 \cdot 10^{-2}} = 0,000493\%$$

În continuare se calculează în mod similar echilibrul dintre sulf și MgO solid.

Constanta de echilibru pentru desulfurarea fontei cu MgO

Desulfurarea cu MgO are loc conform reacției :

$$(MgO) + [S] \rightarrow (MgS) + [O]$$

Deci :

$$(MgO) \rightarrow \{Mg\} + 1/2\ \{O_2\} \quad G_7 = 179877 - 51,30\ T$$

$$\{Mg\} + 1/2\{S_2\} \rightarrow (MgS) \quad G_8 = -134350 + 48,75\ T$$

$$[S] \rightarrow 1/2\{S_2\} \quad G_3 = 31520 - 5,27\ T$$

$$1/2\{O_2\} \rightarrow [O] \quad G_4 = -28000 - 0,69\ T$$

$$(MgO) + [S] \rightarrow (MgS) + [O] \quad \Delta G_{17} = G_7 + G_8 + G_3 + G_4$$

$$\Delta G_{17} = 49047 - 8,51\ T$$

$$\log k_{17} = \log \frac{a_{(MgS)} \cdot a_{[O]}}{a_{(MgO)} \cdot a_{[S]}} = \frac{-\Delta G_{17}}{4,574\ T} \qquad (17)$$

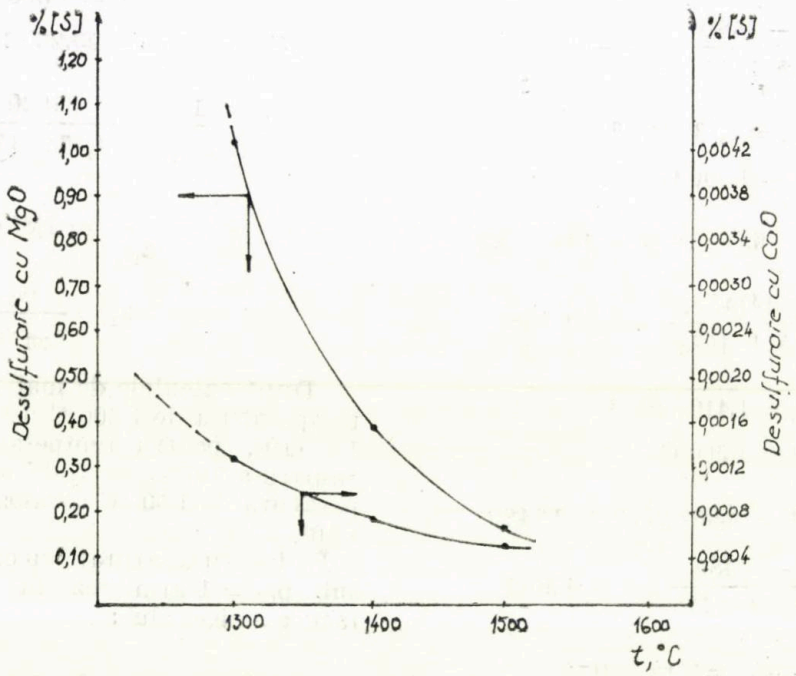


Fig. 1

Astfel pentru :

t = 1 300°C :

$$\Delta G_{17} = 49047 - 8{,}51 \cdot 1573 = 35660{,}77$$

$$\log k_{17} = \frac{-35660{,}77}{4{,}574 \cdot 1573} = -4{,}956$$

$$k_{(17)_{1300}} = 1{,}105 \cdot 10^{-5}$$

t = 1 400°C :

$$\Delta G_{17} = 49047 - 8{,}51 \cdot 1673 = 34809{,}77$$

$$\log k_{17} = \frac{-34809{,}77}{4{,}574 \cdot 1673} = -4{,}548$$

$$k_{(17)_{1400}} = 2{,}825 \cdot 10$$

t = 1 500°C :

$$\Delta G_{17} = 49047 - 8{,}51 \cdot 1773 = 33958{,}77$$

$$\log k_{17} = \frac{-33958{,}77}{4{,}574 \cdot 1773} = -4{,}187$$

$$k_{(17)_{1500}} = 6{,}495 \cdot 10^{-5}$$

Înlocuind activitatea oxigenului în constanta de echilibru, considerînd că în acest domeniu de temperatură nu există nici o solubilitate între MgS şi MgO :

$$a_{MgS} = a_{MgO} = 1$$

fiind valabil, şi în acest caz, pentru coeficientul de activitate $f_S = 5{,}00$, rezultă :

$$k_{17} = \frac{a_{[O]}}{a_{[S]}} = \frac{a_{[O]}}{5 \cdot [S]} \qquad (18)$$

Astfel pentru :

t = 1 300°C :

$$[S] = \frac{a_{[O]}}{5 \cdot k_{(7)_{1300}}} = \frac{0{,}564 \cdot 10^{-4}}{5 \cdot 1{,}105 \cdot 10^{-5}} = 1{,}020\,\%$$

t = 1 400°C :

$$[S] = \frac{a_{[O]}}{5 \cdot k_{(17)_{1400}}} = \frac{0{,}550 \cdot 10^{-4}}{5 \cdot 2{,}825 \cdot 10^{-5}} = 0{,}389\,\%$$

t = 1 500°C :

$$[S] = \frac{a_{[O]}}{5 \cdot k_{(17)_{1500}}} = \frac{0{,}538 \cdot 10^{-4}}{5 \cdot 6{,}495 \cdot 10^{-5}} = 0{,}165\,\%$$

În figura 1 este reprezentată corelaţia dintre capacitatea de desulfurare a CaO şi MgO între 1 300 şi 1 500°C, de unde rezultă că CaO are un efect desulfurant mult mai avansat decît MgO.

Pentru temperatura de 1 300°C, a fost stabilit, în aceleaşi condiţii, un conţinut de sulf S = 0,0010 %, care este satisfăcător, cu valoarea de 0,00129 %. În acelaşi fel poate fi calculat echilibrul dintre sulf şi MgO solid. Astfel, pentru 1 300°C se obţine în condiţii de echilibru un conţinut de sulf de 1,02 %, aşa încît, la realizarea condiţiilor de echilibru al C—O, efectul desulfurării MgO este nesatisfăcător.

O dată cu creşterea temperaturii de la 1 300°C la 1 500°C creşte şi puterea de desulfurare a MgO mai repede decît cea a CaO.

BIBLIOGRAFIE

[1] Schenck, H. : *Einführung in die physikalische Chemie der Eisenhüttenprozesse.* Bd. 1 Die chemisch — metallurgischen Reaktionen und ihre Gesetze. Berlin 1932. p. 117—70.

[2] Löscher, W. : În : Arch. Eisenhüttenwes. R.F.G., 40, 1969, p. 1—14.

Dr. ing. I. Riposan
Institutul Politehnic Bucureşti

Domenii de utilizare a fontel cu grafit nodular bainitice şi eficienţa înlocuirii oţelului turnat şi forjat

621.746.01 ; 669.131.622

Apariţia fontelor cu grafit nodular (Fgn, 1947) a constituit un succes deosebit în fabricaţia pieselor turnate de înaltă calitate, oferind posibilitatea obţinerii, direct din turnare, a unor materiale de înaltă rezistenţă, plasticitate şi tenacitate (tab. 1). Aceste fonte concurează cu succes cu fontele maleabile, realizate prin tratament termic îndelungat, care cer un mare consum de energie, precum şi o mare gamă de oţeluri, turnate sau deformate plastic, nealiate şi aliate.

Înlocuirea oţelurilor cu Fgn este susţinută de obţinerea unor avantaje datorate prelucrabilităţii net superioare, creşterii gradului de utilizare a metalului şi reducerii consumului de energie cu peste 30%, posibilităţii obţinerii unor piese de mare complexitate, reducerii cu peste 10% a greutăţii, sensibilităţii mai reduse la efectul de crestare, capacităţii mai ridicate de amortizare a vibraţiilor, comportării mai bune la frecare etc.

Datorită acestor multiple avantaje tehnico-economice în cele patru decenii de existenţă, Fgn a pătruns în toate domeniile industriale, această acţiune crescînd în intensitate în toate ţările, în multe dintre acestea avînd deja o pondere de peste 20%.

În prezent, sînt standardizate mai multe clase (STAS 6071—82) de Fgn, diferenţiate prin componenţa masei metalice de bază, care asigură şi caracteristici fizico-mecanice specifice:

— Fonte cu grafit nodular feritice, de înaltă plasticitate ($A = 12—20\%$) şi tenacitate ($KCU = 15—30$ J/cm²), dar cu rezistenţă mecanică ($R_m = 370—500$ N/mm²) şi mai ales la uzare (140—180 HB) la valori scăzute.

— Fonte cu grafit nodular perlitice, cu rezistenţă mecanică ($R_m = 600—800$ N/mm²) şi la uzare (220—280 HB) la valori ridicate, dar cu plasticitate ($A = 2—5\%$) şi tenacitate ($KCU = 5—10$ J/cm²) scăzute.

— Fgn ferito-perlitice, ce realizează un compromis între cele două grupe de caracteristici mecanice, dar la cote relativ reduse.

Din aceste considerente, nu s-a putut ajunge la o înlocuire mai accentuată a oţelului, rămînînd încă multe tipuri de piese la care se solicită fie valori foarte mari pentru caracteristicile mecanice, fie o combinare a acestora.

O ridicare la cote deosebit de înalte a caracteristicilor de rezistenţă (R_m pînă la 1500—1600 N/mm²) şi duritate (pînă la 500—550 HB), în condiţiile păstrării la valori mari a

Tabelul 1

Caracteristici mecanice ale aliajelor feroase turnate în piese

Materialul	Tipul de material*	Rezistenţa la tracţiune, R_m N/mm²	Limita de curgere, $R_{p0,2}$ N/mm²	Alungirea A_5, %	Rezilienţa KCU, J/cm²	Modulul de elasticitate, E.10³, N/mm²	Rezistenţa la oboseală, $R-1$, N/mm²	Duritatea, HB
Oţel	Oţel nealiat (carbon) (OT)	400—800	200—500	6—30	25—70	200—220	200—400	110—200
	Oţel slab aliat şi aliat (T)	540—930	275—650	11—20	30—80	200—220	200—400	160—240
Fontă standard	Fontă cenuşie cu grafit lamelar, Fc	100—450	100—280	max. 1,0	—	60—160	50—180	100—280
	Fontă cu grafit vermicular, Fgv	300—600	200—350	1—10	3—15	120—170	180—350	130—280
	Fontă cu grafit nodular, Fgn	370—800	230—600	2—20	5—30	165—185	200—400	140—280
	Fontă maleabilă, Fm	300—750	170—600	2—15	5—30	155—185	100—220	120—280
Fontă cu grafit nodular bainitică ($FgnB$)**		720—1500	550—1400	0,5—15	8—25	165—180	250—500	250—500

* Materiale standardizate: OT—STAS 600—82; T—STAS 1773—82 (normalizare + revenire; călire + revenire); Fc—STAS 568—82; Fgv—STAS 12443—86; Fgn—STAS 6071—82; Fm—STAS 569—79

** —$FgnB$—Călire izotermă

plasticității, tenacității, rezistenței la oboseală, este realizată de *fonta cu grafit nodular bainitică* (FgnB), un material care se bucură de o atenție deosebită în ultimii ani.

Deși fontele aciculare obținute prin grade ridicate de aliere (0,5—1,5%Mo sau W, 2—5% Ni) se cunosc de mult timp, iar tratamentul termic de călire cu transformare izotermă în domeniul bainitic s-a aplicat fontelor cenușii încă din anul 1930, abia în ultimul deceniu se poate vorbi de o producție la scară industrială a acestor materiale.

Fabricația industrială a FgnB prin aliere slabă-tratament termic a demarat practic în perioada 1975—1976 cu producția roților dințate și 1978—1980 cu cea a arborilor cotiți, în scurt timp cuprinzînd și alte domenii industriale (autovehicule rutiere civile și militare; utilaje grele din industriile minieră, a materialelor de construcții, petrolieră, metalurgică, utilaj feroviar și agricol, scule etc.).

Tratamentul termic de călire izotermă (Austemper Heat Treatment) asigură obținerea unei structuri omogene bainito-austenitice (fig. 1), compoziția chimică specifică fontelor (îndeosebi siliciu peste 2%) împiedicînd formarea carburilor, proces caracteristic reacției bainitice în cazul oțelului.

În continuare, sînt prezentate succint principalele categorii de piese produse în prezent din

Fig. 1. Fgn bainitică: transformare izotermă — 400°C; atac nital 2%; 400 : 1

FgnB, evidențiindu-se avantajele înlocuirii oțelului ca și a altor tipuri de fonte (Fgn Standard, Fm, Fc) [1].

Roți dințate, angrenaje, mecanisme

Debutul producției industriale: 1975—1976

Mari producători în acest domeniu: General Motors-S.U.A., R.P. Chineză, Kymmenite, Finlanda, Renault-Franța, FIAT-Italia, Georg Fischer-Elveția, Lamont and Getrag, Lufkin Industries-S.U.A.

Piese tipice produse din FgnB: angrenaje planetare, cuplaje diferențiale (cruci sateliți), pinioane hiperboidale pentru autovehicule grele, angrenaje conice pentru automobile, roți melcate, inele de asamblare, roți dințate pentru sistemul de aprindere și alimentare pentru motoare Diesel, roți dințate circulare cu dantură interioară, roți dințate mari pentru material rulant etc.

Tipuri de oțeluri înlocuite: 42 CrMo 4, AISI 4320 H și 9310 H (cementate) și 4345 H (călite CIF), 37 MnSi 5 (călite CIF), 16 MnCr5 și 17 Cr NiMo5 (cementate), 12 CrMo 4 și 31 CrMoV 9 (nitrurate), 17 CD 4 (cementat), 4140 (cementat), 1022 (călit CIF), 18 CrMo 4 (carbonitrurat), 18 CrMnTi (cementat).

Avantajele înlocuirii oțelului:

— în condițiile prelucrării în stare turnată, se înregistrează: îmbunătățirea prelucrabilității, mărirea durabilității sculelor, reducerea consumului de energie la prelucrare, creșterea productivității (de la 200—300 la 2500 roți dințate din Fgn feritică);

— suprafața prelucrată este de mai bună calitate, fără să mai fie necesară șlefuirea, ca la oțel;

— rezistența la uzare și gripare este de 2—4 ori mai mare decît cea a oțelului de aceeași duritate; la 40 *HRC*, FgnB are o comportare la uzare asemănătoare oțelului cu peste 60 *HRC*;

— capacitatea de amortizare, cu peste 46% mai mare decît la oțel, asigură o funcționare silențioasă a cuplelor de frecare;

— reducerea greutății pieselor cu circa 10%;

— modulul de elasticitate, mai scăzut cu 10—20% față de oțel, face ca, la aceeași solicitare, suprafața de contact să crească cu peste 10%, tensiunile micșorîndu-se:

— sensibilitate mai redusă la efectul de crestare, rugozitatea suprafețelor prelucrate avînd o influență mult mai mică asup a comportării în exploatare, îndeosebi în ceea ce privește rezistența la oboseală;

— sensibilitate mult mai mică la deformare în timpul tratamentului termic și controlul variațiilor dimensionale datorate transformărilor de fază (0,1—0,5%) asigură o precizie dimensională mai mare;

— creșterea gradului de utilizare a metalului de la 25—45% pînă la 60—67%, la trecerea de la oțelul forjat la FgnB;

— reducerea consumului de energie, din momentul elaborării materialului metalic, pînă la producerea pieselor în stare finală, cu peste 50%;

— comportarea roților dințate, în timpul utilizării, se îmbunătățește continuu, ca urmare a ecruisării sub sarcină a austenitei reziduale;

— reducerea costului de producție cu 10—30% față de oțelul forjat și cementat;

— posibilitatea producerii danturii direct din turnare (de precizie);

— capacitatea de alunecare a FgnB pe oţel este superioară faţă de situaţiile oţel-oţel;

— datorită modulului de elasticitate mai scăzut, tensiunea herţiană de contact este cu aproape 5% mai mică la o pereche de roţi dinţate FgnB-oţel, decît în cazul în care ambele sînt din oţel;

— modulul de elasticitate mai redus măreşte flexibilitatea roţilor circulare, astfel încît la angrenajele planetare au crescut performanţele în exploatare.

Arbori cotiţi pentru motoare termice

Debutul producţiei la scară industrială: 1978—1980.

Mari producători în acest domeniu: Volvo, Mercedes, Leyland, Daimler Benz, General Motors, International Harvester (V8), Ford, Chrysler.

Tipuri de motoare: automobile de mare putere, autocamioane, tractoare, autovehicule de teren civile şi militare, motoare cu turbină supraalimentate, cu compresor, de curse etc., unităţi frigorifice şi de aer condiţionat, compresoare, unităţi de pompaj etc.

În anul 1987, primele trei mari firme producătoare de automobile din S.U.A. utilizau arbori cotiţi din FgnB, la ultimele lor tipuri de maşini.

Tipuri de oţeluri înlocuite: oţeluri forjate (călite şi revenite), durificate superficial prin CIF, slab aliate: 42MoCr 11 (călit şi revenit), AISI 1046 (recopt şi călit).

Avantajele înlocuirii oţelurilor:

— reducerea greutăţii produsului finit cu cca 10%;

— posibilitatea realizării prin turnare a unei configuraţii complexe, cu adaosuri de prelucrare mici:

— reducerea greutăţii semifabricatului cu 25—30% (Dacia 1600 Diesel, cu 26%), respectiv creşterea coeficientului de utilizare a metalului:

— posibilitatea realizării mai multor contragreutăţi, deci a unei echilibrări mai bune (de ex. cu opt contragreutăţi faţă de patru);

— posibilitatea realizării unor arbori cotiţi cu cavităţi, cu mari economii de metal (de ex. la motorul cu patru cilindri Ford, o reducere de la 19 la 12 kg);

— realizarea unor caracteristici de rezistenţă mai ridicate, la un modul de elasticitate mai mic (la Ford, R_m şi $R_{p0,2}$ au fost cu 35%, respectiv cu 40% mai mari, la E cu 20% mai mic);

— posibilitatea utilizării la motoare puternic solicitate (la un motor Diesel cu raportul de compresie 22 : 1; la un motor de curse de 1400 CP supraalimentat, la care au rezistat 200 curse faţă de numai 50 în cazul oţelului forjat etc.);

— rezistenţa ridicată la uzare şi autodurificarea prin ecruisare a structurii bainito-austenitice eliminînd necesitatea durificării superficiale prin CIF, operaţie care afectează negativ tenacitatea pieselor;

— capacitatea foarte mică de deformare, care face posibilă prelucrarea în stare turnată înaintea tratamentului termic în condiţii net superioare oţelului;

— reducerea costului de fabricaţie (de exemplu cu peste 160 dolari/arbore, la motorul cu patru cilindri Ford);

— creşterea productivităţii şi economii însemnate de energie.

Avantajele înlocuirii fontelor cu grafit nodular perlitice:

— creşterea rezistenţei la oboseală de peste două ori;

— posibilitatea măririi performanţelor în exploatare (la Ford, la FgnB s-a realizat un traseu de curse de 320 km, în timp ce în cazul FgnP au căzut toţi arborii);

— eliminarea necesităţii durificării superficiale CIF.

Piese pentru autovehicule rutiere

Materiale înlocuite: fontele cu grafit nodular clasice (perlito-feritice), Fm, oţeluri turnate şi forjate.

Piese produse din FgnB: amortizoare, schimbătoare de viteză, fuzete, componente ale direcţiei, furci selectoare, cruci cardanice, console pentru camioane, componente de ambreiaj, leviere de comandă, carcasele pentru direcţie cu comandă hidraulică, butucul roţii şi axe pentru autoutilitare, elemente de suspensie, piese pentru autovehicule militare pe şenile (papuci pentru şenile, zale, braţe de suspensie, roţi de lanţ conducătoare, ghidaje).

Avantajele utilizării fontelor bainitice cu grafit nodular

● *faţă de fontele cu grafit nodular clasice*:

— reduceri ale greutăţii şi ale costului de fabricaţie (în cazul levierului de comandă produs iniţial din Fgn 500, GGG 50, greutatea a scăzut cu 30%, iar costul cu 15%);

— eliminarea necesităţii durificării superficiale prin CIF;

— creşterea durabilităţii pieselor (în cazul unor autovehicule militare grele — S.U.A. — durabilitatea unor piese a crescut de la 2500; mile parcurse la 9000 mile).

● *faţă de oţel*:

— reduceri însemnate ale greutăţii pieselor (în cazul unui braţ de suspensie produs iniţial din oţel forjat, greutatea a scăzut de la 59 la 39 kg);

ca — realizarea unei rezistenţe la uzare ridicate, fără să mai fie necesară apelarea la durificări superficiale (în cazul unor elemente de suspensie pentru autovehicule — scaun cu arcuri pentru autocamioane).

Piese pentru utilaje grele din industria materialelor de construcţii, minieră, prelucrătoare

Materiale înlocuite: oţeluri turnate şi forjate, cu diferite grade de aliere, inclusiv manganoase, cu reduceri însemnate ale costului şi ale consumului de energie şi de materiale.

Piese produse din FgnB:

— în cazul utilajelor grele pentru terasamente: papuci şi ghidaje de şenile, capace pentru lagărul boghiului, cruci cardanice, pinioane conducătoare, zale (ex. de 27 kg, iniţial din oţel manganos) braţe de suspensie, roţi de lanţ conducătoare, roţi masive etc.;

— industria extractivă: coroane de foraj pentru mine de cărbuni şi petrol, cilindri conducători pentru maşini de concasat, ciocane pentru morile cu ciocane, scule pentru prelucrarea (sfărîmarea) solului etc.;

— utilaje metalurgice: role pentru conveiere şi trefilare, role pentru maşini de concasat, bandaje şi cochile pentru matriţare, roţi şi articulaţii pentru lanţ la conveiere, ghidaje de cablu etc.;

— utilaje diverse: dinţi pentru maşini de defrişat din industria forestieră, plăci de uzură şi ghidaje pentru echipamente la fabricarea cutiilor de carton etc.

Piese pentru utilaj feroviar

Materiale înlocuite: Fc, Fm, Fgn, oţeluri (de scule S—7, AISI 8650).

Piese produse din FgnB: boghiuri şi roţi de vagoane (cele pentru minereu) şi locomotive (reducerea greutăţii cu 20 kg), saboţi de frînă şi cale, articulaţii de cuplare, suport de şină, elemente de susţinere, carcasă adaptor pentru lagărul axei, împingătoare pentru vagoanele motor etc.

Avantajele utilizării FgnB

— La înlocuirea articulaţiilor intermediare din Fm cu cele din FgnB, s-au obţinut următoarele rezultate: rezistenţă la uzare de 2,7 ori mai mare, o uzure mai scăzută a garniturii osiilor şi a articulaţiilor de suspensie, durabilitate mai mare, cost mai scăzut.

— În cazul saboţilor de frînă şi cale, produşi iniţial din fontă cenuşie, s-au realizat, prin utilizarea FgnB, următoarele îmbunătăţiri: o rezistenţă la uzare a saboţilor de şase ori mai mare, o reducere a uzării roţilor, asigurarea unei opriri line, fără blocarea roţilor, costuri în exploatare sensibil mai reduse, utilizarea eficientă şi prelungită a echipamentului, eliminarea azbestului etc.

— Reproiectarea pieselor din Fgn, cu reduceri însemnate ale greutăţii (în cazul „adaptor lagăr de axă", trecerea de la Fgn 600 la FgnB a permis scăderea greutăţii cu 30%).

— Reducerea costului de producţie, faţă de oţeluri, în condiţiile unor durabilităţi ridicate (în cazul „împingător pentru vagoanele motor", produse iniţial din oţel de scule S—7 şi AISI 8650).

Piese pentru utilajul petrolier

Arbori cotiţi pentru motoare de mare putere, roţi dinţate mari, cutii de distribuţie, corp de valve, pompe, ghidaje, sape de adîncime, capete (coroane) de foraj, corpuri de filtre etc.

Piese pentru utilajul agricol

Cuţite de plug, ghidaje seceri, fier lat pentru plug, dispozitive de plantare.

Scule diverse

Freze (24 kg), cuţite de tăiat anvelope uzate, cap (coroană) de foraj, bandaje pentru matriţe, chei fixe de mare putere etc.

În ceea ce priveşte obţinerea FgnB, se conturează tot mai mult tehnologia bazată pe realizarea prin turnare a unor piese din Fgn de înaltă calitate (piese fără defecte, cu o structură fină şi omogenă, fără carburi şi segregaţii, la un grad slab de aliere, 0,2—0,4% Mo, 0,5—1,5% Ni sau Cu), supuse tratamentului termic de călire cu transformare izotermă în domeniu bainitic (235—450°C), realizată în băi de ulei special (235—240°C), băi de săruri sau în pat fluidizat. În prezent, se obţin pe această cale piese a căror grosime de perete variază de la 2—3 mm pînă la 80—100 mm, performanţele atinse fiind de 150—200 mm şi masa de 1000 kg.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ripoşan, I, Sofroni, L., Chişamera, M. — Fonte Bainitice. Ed. Tehnică, Bucureşti, 1988.

Cercetări experimentale privind modificarea fontelor în strat superficial

Dr. ing. Gh. Albiță și ing. M. Rădulescu
I.C.P.U.P.S. București

CZ : 621.743.5 ; 669.13

Considerațiuni teoretice

Fontele cenușii sînt materiale metalice complexe din punct de vedere strucural, care, datorită caracteristicilor tehnologice, de exploatare și ale economicității, sînt deosebit de utilizate în practica industrială. Pe plan mondial, din totalul de cca 85 mil. tone piese turnate, cele din fontă cenușie reprezintă peste 75% [1].

Fonta cu grafit nodular constituie un material important datorită proprietăților mecanice ridicate, comparabile cu cele ale oțelurilor carbon tratate termic, dar și datorită proprietăților de exploatare (rezistență la oxidare și coroziune) și tehnologice (sudabilitate, prelucrabilitate) remarcabile.

Cercetări experimentale

Cercetările experimentale efectuate au avut ca scop modificarea fontelor în forma de turnare, în strat superficial (fig. 1). S-a urmărit ca în acest strat separările de grafit să aibă compactitate cît mai mare, pe cît posibil formă nodulară, ceea ce conferă acestor fonte rezistență ridicată la șoc termic și la oxidare [2].

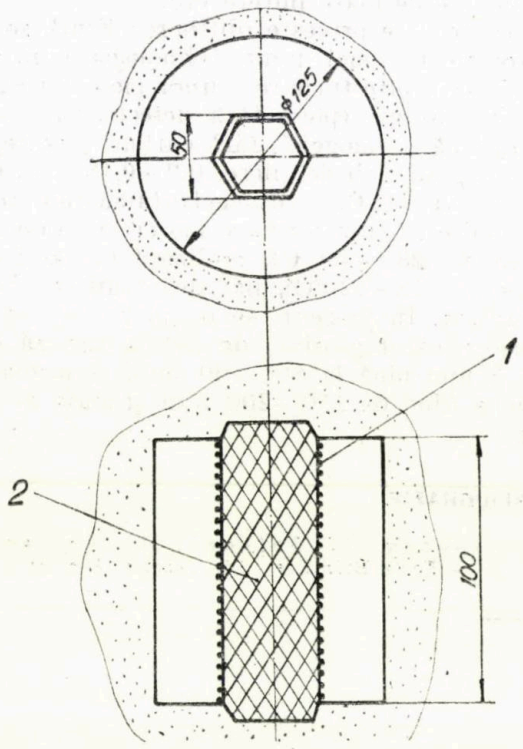


Fig. 1. Probă tip lingotieră : *1* — suprafață activă ; *2* — miez

După cum se vede din figura 1, suprafața de contact aliaj-formă este suprafața activă a piesei, în care se urmărește obținerea stratului modificat. Metoda a constat în fixarea modificatorilor pe suprafața miezurilor cu ajutorul unor vopsele, cleiuri sau lianți care să asigure o aderență bună a acestora (tab. 1).

Tabelul 1

Compoziția amestecurilor folosite în fixarea modificatorilor

Tipul de amestec	Compoziția amestecului, %		Observații
I	nisip de Aghireș	41	— permeabilitate medie la gaze; — rezistență mecanică suficientă; — cantitate mare de gaze degajate la turnare
	nisip de Văleni	41	
	argilă	10	
	ulei de in	1	
	dextrină	1	
	apă	6	
II	nisip de Văleni	84	— permeabilitate bună la gaze; — rezistență mecanică suficientă; — cantitate de gaze relativ mică la turnare
	argilă	10	
	ulei de in	1	
	apă	5	
III	nisip de Aghireș	63,5	— întărire cu CO_2; — rezistență mecanică mare; — permeabilitate bună la gaze; — cantitate mică de gaze rezultată la turnare
	nisip de Văleni	30	
	silicat de sodiu	5	
	melasă	0,8	
	ulei de in	0,35	
	apă	0,5	

În tabelul 1 sînt prezentate compozițiile amestecurilor de miez folosite.

Compoziția chimică a modificatorilor utilizați este prezentată în tabelul 2.

Rezultatele cele mai bune s-au obținut în cazul amestecurilor întărite cu CO_2, cînd suprafața pieselor turnate a prezentat rugozitatea cea mai mică, iar cantitatea de sufluri este mai mică, comparativ cu cazurile în care s-au folosit amestecuri de tipurile I și II (tab. 1).

Din tabelul 3 se observă că cea mai avantajoasă variantă de fixare este varianta IV. Aceasta se explică prin faptul că modificatorul conținut în vopseaua pe bază de novolac poate fi aplicat pe suprafața miezului în straturi succesive, astfel încît cantitatea de modificator fixată este mai mare decît în celelalte variante.

Experimentările au fost efectuate utilizînd fonte cu următoarea compoziție : 3,2—3,65% C ; 2,1—2,55%Si ; 0,017—0,4%P ; 0,007—0,11%S ; max. 0,03%Cr. Temperatura fontei

Tabelul 2

Compoziţia modificatorilor folosiţi în vederea modificării fontelor în strat superficial

Tipul de modificator	Compoziţia modificatorului, %	Granulaţia, mm	Observaţii:
FeSiCaMg	4—8 Mg	<0,35	— efect slab de modificare; — efectul scade o dată cu creşterea granulaţiei
	9—11 Mg	0,35—1,4	
		1,4—3	
FeSiMgCe	9—11 Mg 1 Ce	<0,35	— efect modificator slab; — efectul scade o dată cu creşterea granulaţiei
		0,35—1,4	
		1,4—3	
NiMg	15 Mg	<0,35	— efect modificator mai adînc, dar neuniform
		0,35—1,4	
		1,4—6	
Mg (şpan)	100	2—3	— efect modificator la o oarecare distanţă de margine; — apar noduli foarte fini
		4—6	
Mg + FeSi amestec mecanic	30 Mg 70 FeSi	2—3 Mg 0,5—1,5 FeSi	— modificare cu nodulizare

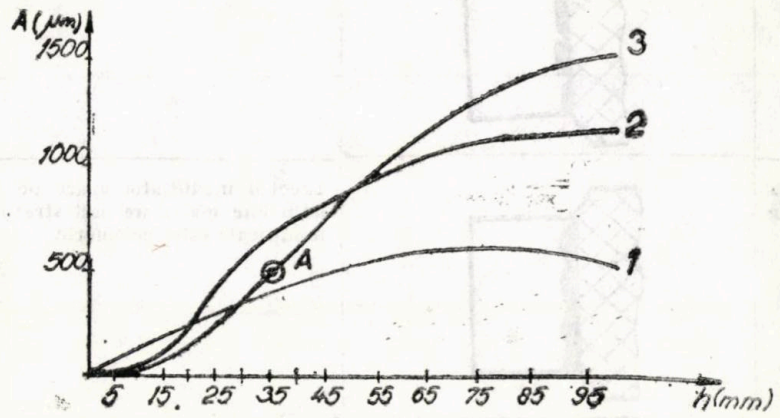


Fig. 2. Adîncimea stratului modificat în funcţie de înălţimea probei: A — zonă cu grafit nodular; 1 — modificator fixat prin procedee mecanice; 2 — modificator lipit (granulaţie 0,35—1,4 mm); 3 — modificator lipit (granulaţie <0,35 mm)

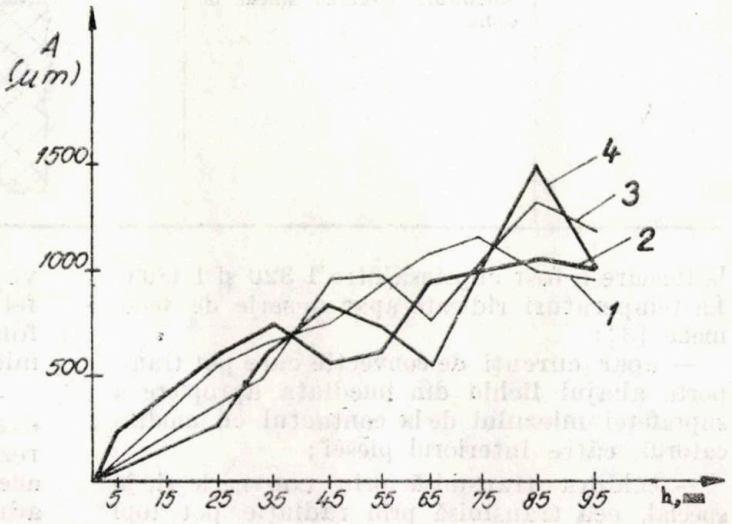
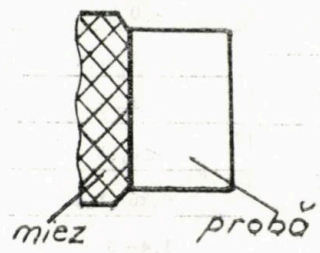
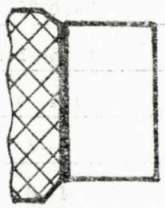
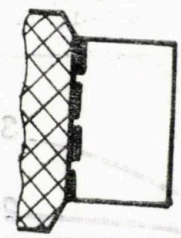
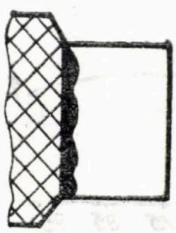
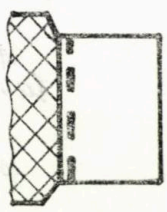


Fig. 3. Influenţa modificării în cazul în care se aplică: *1* — patru straturi de vopsea cu modificator; *2* — trei straturi de vopsea cu modificator; *3* — două straturi de vopsea cu modificator; *4* — un strat de vopsea cu modificator

Tabelul 3

Variantele de fixare ale modificatorilor pe suprafaţa miezurilor

Număr de variantă	Varianta de fixare	Zona modificată	Observaţii
I	Presarea modificatorului pe suprafaţa miezului în stare crudă şi apoi uscat		Strat foarte subţire dar uniform, pe care se observă efectul de modificare
II	Înglobarea modificatorului în amestecul de miez, la suprafaţa miezului		Strat subţire şi uniform pe care se observă efectul modificator
III	Modificatorul conţinut în vopsea pe bază de bentonită, aplicată pe suprafaţa miezului, %: — 75 FeSiMg; — 14 alcool; — 2 bentonită; — 2 ulei de in		Stratul modificat este mai adînc faţă de variantele I şi II dar neuniform şi întrerupt
IV	Modificator conţinut în vopsea pe bază de novolac, aplicată pe suprafaţa miezului, %: — 78 FeSiMg; — 3 novolac; — 16 toluen; — 1 ulei de in; — 1 glicerină		Efectul modificator apare pe o adîncime mai mare deşi stratul modificat este neuniform
V	Modificator fixat cu silicat de sodiu		Efectul modificator apare în interiorul probei pe porţiuni întrerupte

la turnare a fost cuprinsă între 1 320 şi 1 480°C. La temperaturi ridicate apar o serie de fenomene [3]:

— apar curenţi de convecţie care pot transporta aliajul lichid din imediata apropiere a suprafeţei miezului de la contactul cu modificatorul, către interiorul piesei;

— căldura transmisă prin convecţie şi, în special, cea transmisă prin radiaţie pot topi vopseaua cu care este fixat modificatorul, astfel încît acesta se poate desprinde înainte ca fonta lichidă să acopere întreaga suprafaţă a miezului;

— în timpul umplerii formei, aliajul lichid exercită o acţiune mecanică asupra miezului, rezultînd un efect de spălare a suprafeţei acestuia; în felul acesta, modificatorul se poate aduna la partea superioară a piesei.

Tabelul 4

Rezultatele obținute în urma analizei metalografice

Înălțimea, h, mm	Adîncimea, A, mm	Gn	Gv	Gl	Dimensiunile separărilor de grafit, μm							
					Gn		Gv			Gl		
		%	%	%	d	nr./mm²	l	g	l/g	l	g	l/g
10	0	—	10	90	—	—	65	16	4,0	120	12	10
	0,5	5	15	80	45	8	70	20	3,5	100	11	9,0
	1	5	10	85	40	9	85	20	4,2	100	12	8,3
	2	—	5	95	—	—	80	25	3,2	250	13	19,2
	4	—	—	100	—	—	—	—	—	280	23	12,1
	6	—	—	100	—	—	—	—	—	280	22	12,7
	8	—	—	100	—	—	—	—	—	270	10	27
	11	—	—	100	—	—	—	—	—	190	10	19
	14	—	—	100	—	—	—	—	—	290	22	13,1
30	0	—	10	90	—		78	22	3,5	180	18	10
	0,5	10	15	65	50	14	65	22	2,9	170	15	11,3
	1	—	15	85	—	—	82	25	3,2	120	6	20
	2	—	—	100	—	—	—	—	—	235	23	11
	4	—	—	100	—	—	—	—	—	250	24	10,4
	6	—	—	100	—	—	—	—	—	235	22	10,6
	8	—	—	100	—	—	—	—	—	270	21	12,8
	11	—	—	100	—	—	—	—	—	255	26	9,8
	14	—	—	100	—	—	—	—	—	230	21	10,9
50	0	5	60	35	15	180	60	19	3,1	180	12	15
	0,5	5	65	30	18	175	62	20	3,1	210	13	16,1
	1	—	10	90	—	—	80	25	3,2	150	19	7,8
	2	—	10	90	—	—	75	20	3,7	120	12	10
	4	—	—	100	—	—	—	—	—	130	13	10
	6	—	—	100	—	—	—	—	—	175	15	11,6
	8	—	—	100	—	—	—	—	—	160	16	10
	11	—	—	100	—	—	—	—	—	200	15	13,3
	14	—	—	100	—	—	—	—	—	180	10	18
70	0	—	—	100	—	—	—	—	—	100	4	25
	0,5	—	—	100	—	—	—	—	—	110	5	22
	1	—	20	80	—	—	60	27	2,2	90	3	30
	2	—	5	95	—	—	85	32	2,6	170	12	14,1
	4	—	—	100	—	—	—	—	—	160	13	12,3
	6	—	—	100	—	—	—	—	—	210	12	17,5
	8	—	—	100	—	—	—	—	—	280	16	17,5
	11	—	—	100	—	—	—	—	—	270	15	18
	14	—	—	100	—	—	—	—	—	350	26	13,4
90	0	—	—	100	—	—	—	—	—	120	11	10,9
	0,5	—	—	100	—	—	—	—	—	110	12	9,1
	1	50	20	30	16	32	72	25	2,8	150	14	10,7
	2	—	30	70	—	—	80	29	2,7	160	12	13,3
	4	—	—	100	—	—	—	—	—	155	10	15,5
	6	—	—	100	—	—	—	—	—	120	11	10,9
	8	—	10	90	—	—	65	28	2,3	100	13	7,6
	11	—	—	100	—	—	—	—	—	190	15	12,6
	14	—	5	95	—	—	70	32	2,1	—	—	—

Analiza structurală, efectuată pe probe de formă dreptunghiulară, a scos în evidenţă efectul modificării în strat superficial în funcţie de variantele de fixare a modificărilor pe suprafaţa miezurilor (fig. 2).

Din figura 2 se observă că, în cazul în care modificatorul este fixat prin procedee mecanice

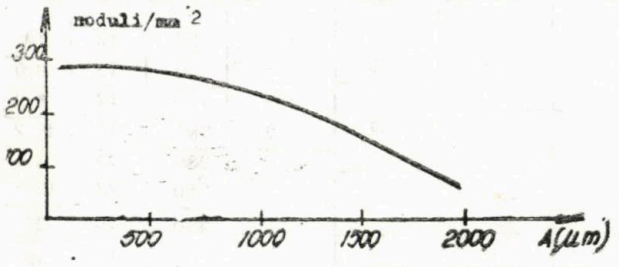


Fig. 4. Variaţia densităţii nodulilor de grafit pe adîncimea probei

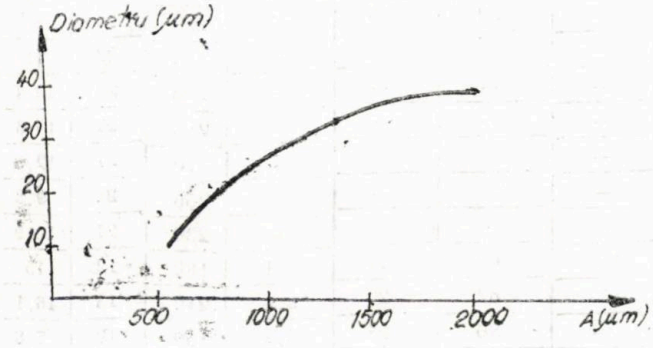


Fig. 5. Legătura dintre diametrul nodulilor de grafit şi adîncimea probei

(presare şi înglobare), adîncimea stratului modificat este mică comparativ cu variantele în care modificatorul este fixat prin lipire. În acest caz, se pot aplica mai multe straturi de vopsea cu modificator, astfel încît cantitatea de modificator fixată pe suprafaţa miezului va fi mai mare.

În figura 3 se prezintă adîncimea stratului modificat în funcţie de înălţimea locului din care s-au prelevat probele pentru situaţia în care s-au aplicat mai multe straturi de vopsea cu modificator pe suprafaţa miezului.

După cum rezultă din datele prezentate anterior s-au obţinut fonte cu grafit nodular în cazul modificării cu magneziu, şpan (100%Mg) şi cu Mg + FeSi(30%Mg + 70%Si). Cercetările efectuate au scos în evidenţă faptul că densitatea nodulilor de grafit scade de la suprafaţa de contact miez-piesă către interiorul acestuia. Aceasta variază între 200 şi 300 noduli/mm² (fig. 4).

Stratul modificat se află la o distanţă medie de 0,5 mm faţă de marginea probei (tab. 4).

În ceea ce priveşte dimensiunea nodulilor de grafit s-a observat că aceasta creşte de la suprafaţă către interiorul probei, diametrul variind între 20 şi 40 μm (fig. 5.)

Concluzii

Cercetările efectuate au scos în evidenţă faptul că adîncimea la care se face simţit efectul modificator depinde de granulaţie şi de modul de fixare a modificatorului. În cazul în care aceştia sînt fixaţi prin procedee mecanice s-a constatat că influenţa lor este mai mică.

În general, asimilarea modificatorilor se face mai bine simţită în cazul în care granulaţia lor este mai mică.

Metoda de modificare prezentată în lucrare poate fi aplicată în practica industrială la obţinerea lingotierelor şi a cochilelor.

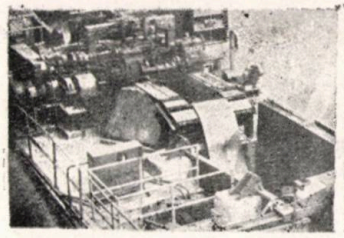
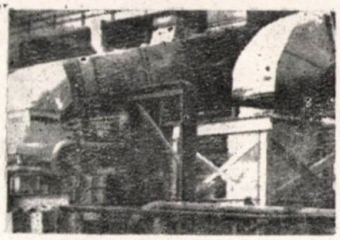
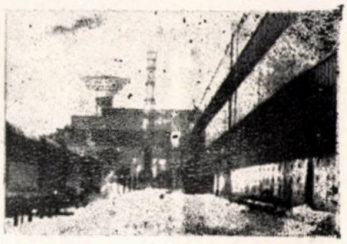
BIBLIOGRAFIE

[1] Sofroni, L. ş.a. *Fonta cu grafit nodular*. Bucureşti, Ed. Tehnică, 1978.

[2] Ripoşan, I. *Tehnologia elaborării şi turnării fontei*. Bucureşti, I.P.B., 1980.

[3] Sofroni, L. ş.a. *Bazele teoretice ale turnării*. Bucureşti. Ed. didactică şi pedagogică, 1980.

ORSZÁGOS MŰSZÁRI INFORMÁCIÓS KÖZPONTÉS KÖNYVTÁR 1883

INSTITUTUL DE INGINERIE TEHNOLOGICĂ
ȘI PROIECTARE
PENTRU UZINE ȘI SECȚII DE LAMINARE

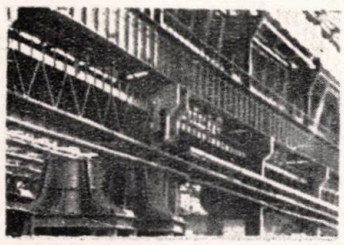
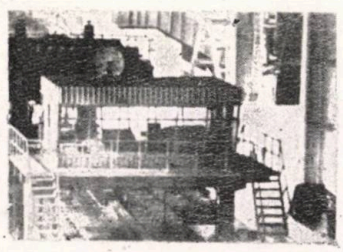
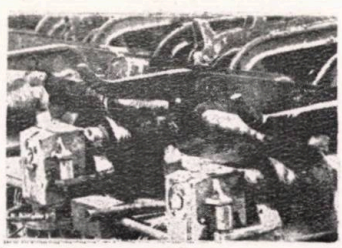
IPROLAM

■ **ELABOREAZĂ**
STUDII ȘI PROIECTE PENTRU LAMINOARE DE PRODUSE PLATE, ȚEVI, PROFILE TREFILATE ȘI CUPTOARE DE ÎNCĂLZIRE ȘI TRATAMENT TERMIC

■ **ASIGURĂ**
ASISTENȚĂ TEHNICĂ LA UZINARE, MONTAJ, PUNERE ÎN FUNCȚIUNE

■ **ACORDĂ**
ENGINEERING ÎN STRĂINĂTATE

STR. NEGUSTORI NR. 23–25, BUCUREȘTI, SECTOR 2, COD 79648, TEL. 158739

E 3280

KOH

REFERATELVA

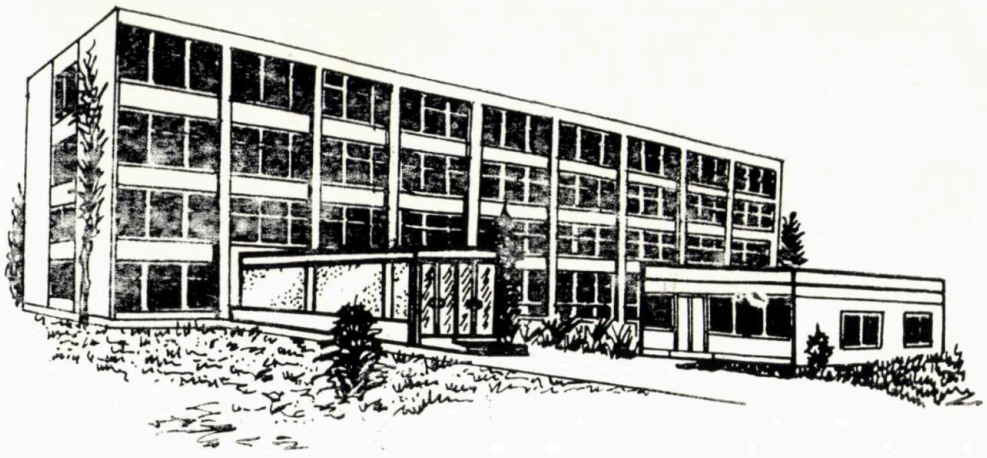
METALURGIA

R 1989 APR 0 1

12

METALURGIA ● BUCUREȘTI ● ANUL XL ● NR. 12 ● DECEMBRIE 1988

INSTITUTUL DE CERCETARE ŞI PROIECTARE
PENTRU UTILAJE ŞI PIESE DE SCHIMB
Bd. Preciziei, nr. 20, sector 6, Bucureşti
Telefon 60.32.90 ; telex : 10587

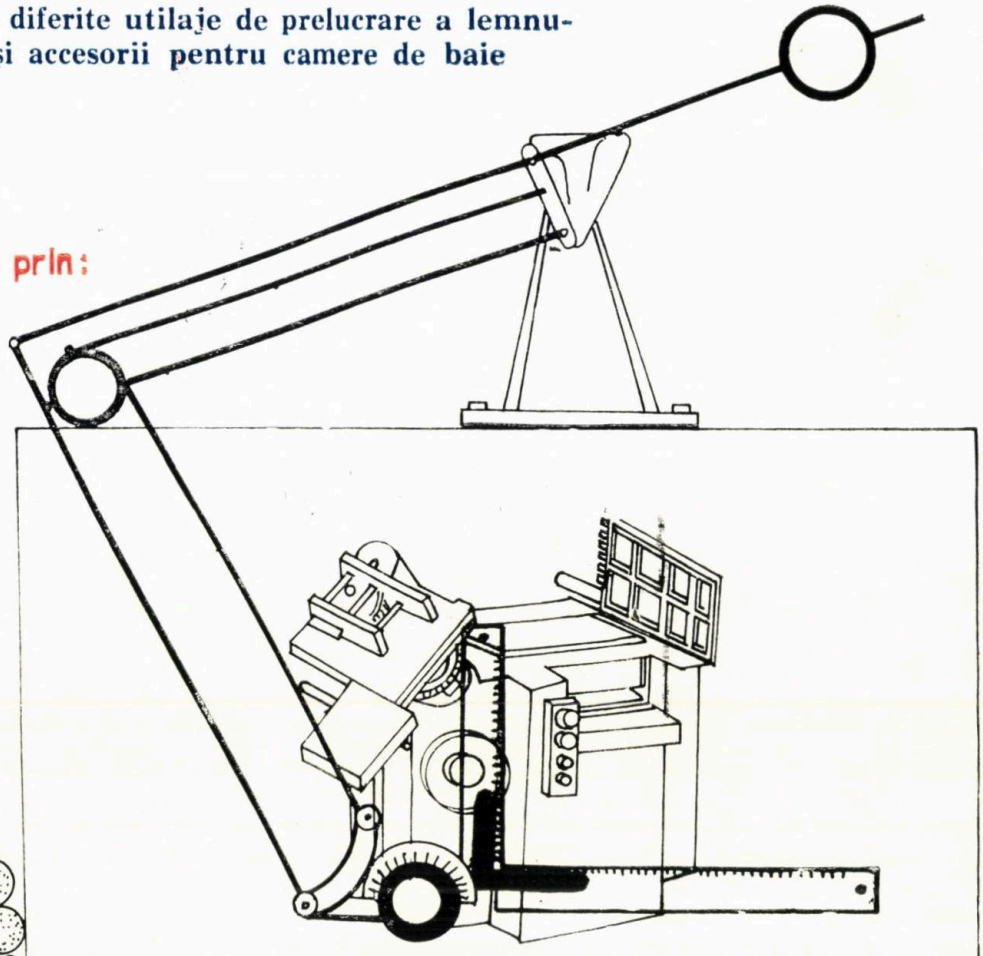


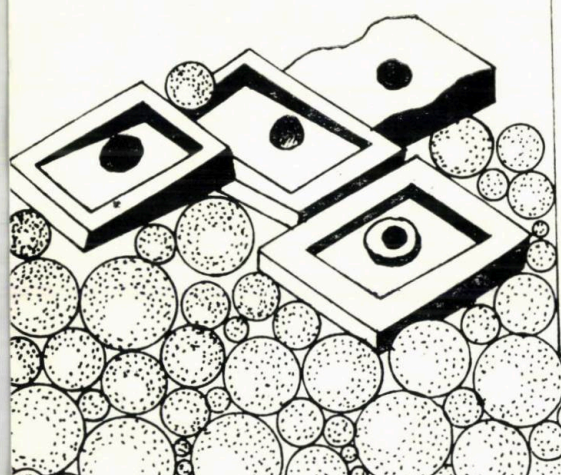
ICPUPS Bucureşti
ICPUPS Bucureşti
ICPUPS Bucureşti elaborează :

- Studii şi proiecte de utilaje pentru industria lemnului, materialelor de construcţii şi metalurgie
- Tehnologii pentru corpuri de măcinare turnate din fontă înalt aliată, apreciate de beneficiarii externi şi interni
- Bilanţuri termoenergetice
- Studii de design pentru diferite utilaje de prelucrare a lemnului, armături sanitare şi accesorii pentru camere de baie

ICPUPS Bucureşti
se caracterizează prin:

- Înaltă specializare
- Promptitudine
- Înalt nivel tehnic





METALURGIA

Anul 40 Nr. 12 Decembrie 1988

CUPRINS

Becherescu, M., Ittu, Constanța și *Alexandru, M.*: **Activarea reacțiilor exoterme în prezența compușilor cu fluor** 541

Barac, A.: **Aspecte privind schimbul de căldură de la benzile de aglomerare la un receptor experimental** 544

Cătuneanu, Nicoleta, Grecu, L. și *Circo, T.*: **Tratarea în vid și cu amestecuri de zgură pentru ameliorarea purității incluzionare** 547

Pârvu, G., Miron, V., Winckelbauer, C. și *Niță T.*,: **Tendințe noi în fabricarea benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați pentru transformatoare electrice** 553

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., [*Chircă, D.*]

Cristea, Lidia și *Popescu, Gabriela*: **Tratarea în vid a aliajelor lichide complexe pe bază de aluminiu.** 562

Vlaicu, Gh. și *Alexe, M.*: **Aspecte cantitative privind studiul prin spectroscopie de reflexie a coroziunii în acid clorhidric a oțelurilor înalt aliate** 566

Domșa, Ș. și *Constantinescu, V.*: **Influența molibdenului asupra proprietăților specifice ale oțelurilor și aliajelor anticorosive (inoxidabile) și refractare** 568

Munteanu, Al.: **Analiza cineticii fenomenelor de coalescență care au loc la revenirea oțelurilor slab aliate fără molibden** 572

Szőcs, Ecaterina și *Szőcs, Șt.*: **Încercări de purificare a fontei în cuptoare cu inducție cu creuzet. Demanganizare, desiliciere** 577

Cosneanu, C., Belzo, O., Fifirig, G., Monor, L., Schönberger, F. și *Sofroni, L.*: **Aprecieri comparative privind turnarea cilindrilor din fontă pentru laminoarele de produse plate** 583

Sofroni, L., Cocolaș, S., Mărginean, I., Badea, F., Ganea, M. V., Surdulescu, M. și *Cohn, E.*: **Cercetări privind îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate din fontă** 587

REVISTA REVISTELOR 543, 546 582, 586 592
MANIFESTĂRI ȘTIINȚIFICE 571
RECENZIE 591

Cititorii din străinătate se pot abona adresîndu-se la ILEXIM, Departamentul Export-Import, Presă. P.O. Box 136—137. Telex: 11 226 BUCUREŞTI, str. 30 Decembrie, nr. 3

Preşedintele colegiului de redacţie: prof. dr. ing. L. SOFRONI

Redactor: ELENA PÂRVU

Tehnoredactor: MARIETA RUBŢOV

Revista METALURGIA, organ al Ministerului Industriei Metalurgice şi al Consiliului Naţional al Inginerilor şi Tehnicienilor din Republica Socialistă România—Redacţia şi administraţia, Bucureşti, str. Mendeleev 21—25, sector 1. Telefon: 59.49.90. Revista este editată de ICEM—O.I.D. Instituţiile pot achita abonamentele în contul nostru de virament nr. 30.15.0.01.01. B.N. — R.S.R. — Filiala sector 6 — Institutul de cercetări metalurgice. Costul unui abonament: lei 180 anual. Costul unui exemplar: lei 15. Tiparul — Întreprinderea poligrafică „Informaţia", str. Brezoianu, nr. 23—25, Bucureşti

I.P. „Informaţia"—c. 2632

ORSZÁGOS MŰSZAKI INFORMÁCIÓS KÖZPONTÉS KÖNYVTÁR 1883

CONTENTS

DC : 669.74 ; 669.162.142

Becherescu, M., Ittu, Constanța and Alexandru, M. : **Activating exothermal reactions in the presence of fluor components**

The paper presents certain aspects related to the improvement of the physico-chemical properties of the antishrinkage exothermal material as a result of the introduction of mixed fluor components. At the end of the paper the authors present several aspects of this method.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 541–543

DC : 669.13 ; 622.785

Barac, A : **Aspects of the heat exchange from the sintering strands to an experimental receiver**

The paper presents certain theoretical and practical calculations of the thermal flow changed by radiation between two parallel surfaces. The author draws the theoretical curve obtained and represented by curves practically determined under the form of experimental points.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 544–546

DC : 669.18 ; 669.046.58

Cătuneanu, Nicoleta, Grecu, Liviu and Circo, T. : **Vacuum treatment and mixed slag treatament for the improvement of inclusion cleanness**

The authors consider that further experiments are necessary for slag refining with a view to avoiding the formation of globular inclusions or with a view to completely transforming to small plastic silicates it is also necessary to pass from vacuum treatment by completely killed steel recycling to semikilled state treatment, undelining the advantages of carbon deoxidation in vacuum.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 547–552

DC : 621.785 : 669.14.018.583

Pârvu, G., Niță, T., Miron, V. and Winckelbauer, C. : **New trends in the manufacturing of grain-oriented silicon steel strips**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 553–561

DC : 621.9.04 ; 669.018

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Chircă, D., Cristea, Lidia and Popescu, Gabriela : **Vacuum treatment of liquid complex aluminium alloys**

The paper presents the results of the experimental researches on the vacuum treatment of complex Al–Cu–Mg and Al–Zn–Mg–Cu alloys under static conditions.

On the basis of the data of the researches, the authors determine the magnesium and zinc evaporation speeds, their mass transfer indexes in the metal bath, as well as the efficiency of hydrogen elimination.

On the basis of the results of the experiments, the authors estimates the practical conditions of vacuum static degassing of industrial alloys.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 562–565

DC : 669.017 : 620.193

Vlaicu, Gh, and Alexe, M. : **Quantity aspects of the study of high alloy steels by reflexion spectroscopy of corrosion in hydrochloric acid**

The paper presents a study of the quantitative data which may be obtained from the reflexion spectra of the complexes formed during hydrochloric acid attack of high alloy steels.

The authors calculate the Kubelka-Munk function for the absorbation strip with 6000 Å wave length which belongs to $[Cr_2(H_2O)_5.Cl^-]^{2-}$ complex.

The authors obtained results which characterize the corrosion strength of the different types of the steels under study.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 566–567

DC : 669.13 ; 622.785

Domșa, Ș. and Constantinescu, V. : **The influence of molybdenum on the specifc properties of stainless and anticorrosive steels and alloys**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 568–571

DC : 621.785 ; 669.15–194.3

Munteanu, Al : **The analysis of the kinetics of coalescence phenomena occuring in low alloy steel tempering without molybdenum**

The paper highlights the difference between the kinetics of the tempering pheonomena in the first stage to the loss of coherence and the phenomena from the carbide coalescence.

The author calculates the thermokinetical parameters of coalescence, reaction constants and the activating energy values in the case of complete and incomplete quenching. The paper offers the calculation method of kinetical parameters and the calculation relations of transformation kinetics

Metalurgie 40 (1988), nr. 12, p. 572–576

DC : 669.054 ; 669.162.275.1

Szöcs, Ecaterina and Szöcs, Șt. : **Experiments of iron purifying in induction crucible furnaces**

The paper presents the trials aiming at reducing the manganese and silicon content in iron during ironmaking in induction crucible furnaces. The authors calculated the activity indexes of elements as compared to ferric oxide in order to draw the diagram of ore dosing.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 577–582

DC : 621.771.07 ; 669.13

Cosneanu, C., Belzo, O., Fifirig, G., Monor, L., Schönberger, F. and Sofroni, L. : **Comparative considerations on the casting of the cas iron rolls**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 583–586

DC : 621.746.1

Sofroni, L., Cocolaș, S, Mărginean, I., Badea, F., Ganea, M. V., Surdulescu, M. and Cohn, E. : **Researches on the improvement of the quality of the casting surface**

With a view to improving the casting quality, the authors suggest the technology of impregnating with a polystyrene solution of the active surface of green core. The authors also present considerations on the technological properties of impregnated moulds, such as : gas volume, the quantity of the bright carbon, permeability, the mechanical strength and casting roughness.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 587–590

INHALT

DK : 666.74 ; 669.162.142

Becherescu, M., Ittu, Constanța und Alexandru, M. : **Aktivierung der exothermen Reaktionen in Anwesenheit der Fluorverbindungen**

Die Arbeit weist auf einige Aspekte hinsichtlich der Verbesserung der physikalisch-chemischen Eigenschaften des exothermen Antilunkermaterials, nach Einführung einiger Gemische von Fluorverbindungen hin. Am Ende der Arbeit werden einige erwähnte Vorteile dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 541—543

DK : 669.13 ; 622.785

Barac, A. : **Aspekte zum Wärmeersatz beim Sinterband eines experimentellen Empfängers**

In der vorliegenden Arbeit werden einige theoretische und praktische Rechnungen des Wärmeflusses das durch Strahlung zwischen zwei parallele Oberflächen verändert wurde, dargestellt. Es werden einige theoretische Kurven, erzielt und repräsentiert anhand von praktisch bestimmten Kurven, die als experimentelle Punkte angenommen werden.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 544—546

DK : 669.18 ; 669.046.58

Căluneanu, Nicolela, Grecu, Livia und Circo, T. : **Vakuumbehandlung und Schlackenmischungsbehandlungen für die Verbesserung des Einschlüssenreinheitsgrades**

In der Arbeit wird auf der Notwendigkeit der Fortsetzung der Versuche basiert auf der Veredelung mit Schlacken hingewiesen, mit dem Ziel der Vermeidung der Bildung von kugelförmigen Einschlüssen, oder ihrer vollständigen Umwandlung in niedrigmässige künstliche Silikate. In diesen Zusammenhang wurde der qualitative Übergang von der Vakuumbehandlung durch Rezirkulation des vollständig beruhigten Stahls zum halbberuhigten Zustand, mit den betreffenden Vorteilen der Vakuumdesoxydation mit Kohlenstoff, bestätigt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 547—552

DK : 621.785 ; 669.14.018.583

Pârvu, G., Niță, T., Miron, V. und Winckelbauer, C. : **Neue Entwicklungstendenzen der Herstellung von Bändern aus kornorientierten Siliziumstahl**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 553—561

DK : 621.04 ; 669.018

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Chircă, D, Cristea, Lidia und Popescu, Gabriela : **Vakuumbehandlung der komplexen flüssigen Aluminium-Basis Legierungen**

In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse der experimentellen Erforschungen der Vakuumbehandlung unter statischen Bedingungen, der komplexen Al—Cu—Mg und Al—Zn—Mg—Cu Legierungen dargestellt.

Anhand den Erforschungsdaten wurden die Verdampfungsgeschwindigkeiten des Magnesiums und des Zinks, deren Massentransportkoeffizienten im Metallbad sowie der Wirkungsgrad der Wasserstoffausscheidung bestimmt.

Mittels den Erforschungesergebnissen wurden die praktischen Bedingungen für eine statische Vakuumentgasung der industriellen Legierungen eingeschätzt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 562—565

DK : 669. 017 ; 620.193

Vlaicu, Gh. und Alexe, M. : **Quantitative Ansichten betreffs der Reflexionsspektrometrie der Korrosion in Salzsäure von hochlegierten Stählen**

Die Arbeit stellt ein Studium der quantitativen Daten, die durch Reflexionsspektern der Komplexe die durch Salzsäureangriff der hochlegierten Stähle erzielt werden, dar.

Es wurde die Kubelka-Munk Funktion für ein Absorptionsband mit der Wellenlänge von 6.000 Å, das des $[Cr_2(H_2O)_5 \cdot Cl^-]^{-2}$ Komplexes angehört, berechnet.

Es werden einige Ergebnisse die den Korrosionswiderstand der o.g. Stahltypen kennzeichnen, erzielt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 566—567

DK : 669.13 ; 622.785

Domșa, S. : und Constantinescu, V. : **Einfluss des Molybdäns auf den spezifischen Eigenschaften der Stähle und den korrosionsbeständigen nichtrostenden Legierungen**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 568—571

DK : 621.785 ; 669.15—194.3

Munteanu, Al. : **Analyse der Kinetik der Koaleszenzerscheinungen die während dem Rückglühen der niedrig- und ohne Molybdän legierten Stähle stattfinden**

Die Arbeit wiedergibt den Unterschied der Kinetik der Rückglüherscheinungen sowie des Verschwindens der Kohärenz und der Koaleszenz der Karbide. Es werden die thermokinetischen Parametern der Koaleszenz, die Reaktionskonstanten und die betreffenden Werte der Aktivierungsenergie im Falle der vollständigen und unvollständigen Härtung, berechnet. Die Arbeit spiegelt das Berechn ungs verfahren der kinetischen Parametern sowie einige Bere chnungsverhältnisse der Umwandlungskinetik wiede r.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 572—576

DK : 669.054.669.162.275.1

Szöcs, Ecaterina und Szöcs, Șt. : **Erforschungen betreffs der Reinigung des Roheisens aus den Induktionsöfen**

Die Arbeit weist auf einige Versuche zur Verminderung des Mangan — und Siliziumgehalts des Roheisens, während ihrer Herstellung im Induktionstiegelofen, hin. Für die Ausarbeitung der Eintragungsdiagramme des Erzes wurden die Aktivitätskoeffizienten der o.g. Elemente auf Basis von Eisenmonoxyd gleichzeitig mit den anhand der Erforschungsergebnisse erzielten Rechnungen dargestellt.

Metalurgia 40 (1988) nr, 12, p. 577—582

DK : 621.771.07 ;669.13

Cosneanu, C., Belzo, O., Fifirig, G., Monor, L., Schönberger, F. und *Sofroni, L.* : **Vergleichsmässige Betrachtungen angesichts des Giessens von Walzen aus Walzwerkrohelsen**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 583—586

DK : 621.746.1

Sofroni, L., Cocolaș, S., Mărginean, I., Badea, F., Ganea, M.V., Surdulescu, M. und Cohn, E. : **Erforschungen betreffend der Verbesserung der Qualität der Oberfläche der Roheisengussstücke**

Zwecks der Qualitätsverbesserung der Roheisengussstücke wird ein Verfahren für die Imprägnierung, mit einer Polystiren — Lösung der aktiven Oberfläche der grünen Formen (Kerne) vorgeschlagen. Es werden ebenfalls einige Betrachtungen hinsichtlich den verfahrenstechnischen Eigenschaften der imprägnierten Formen, wie z. B. : die Gasmenge, die vorgeschlagene glänzende Kohlenstoffmenge, die Permeabilität, der mechanische Widerstand und die Gussstückrauhigkeit dargestellt.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 587—590

SOMMAIRE

CD : 666.74 ; 669.162.142

Becherescu, M., Ittu, Constanța et Alexandru, M. : **L'activation des réactions exothermes en présence des composants à fluor**

L'article présente certains aspects concernant l'amélioration des propriétés physiques-chimiques du matériel exotherme antiretassure à la suite de l'introduction des composants à fluor dans le mélange.

Finalement on mentionne quelques avantages de la méthode présentée.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 541—543

CD : 669.13 ; 622.785

Barac, A. : **Considérations sur le transfert de chaleur des bandes d'agglomération à un récepteur expérimental**

L'article présente certains calculs thérmiques et pratiques du flux thermique modifié par radiation entre deux surfaces considérées planes et parallèles. On trace les courbes théoriques, obtenues et representées entre les courbes determinées par voie pratique sous la forme de points expérimentaux.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 544—546

CD : 669.18 ; 669.046.58

Căluneanu, Nicoleta, Grecu, Livia et Circo, T. : **Le traitement en vide par des mélanges de laitiers afin d'améliorer la pureté inclusionnaire**

Les auteurs considèrent qu'il est nécessaire de continuer les expériences de raffinage à laitier afin d'éviter l'apparition des inclusions globulaires ou de les transformer totalement en silicats plastiques de dimensions réduites ; il s'impose de passer du traitement en vide par la récirculation de l'acier au traitement en état semicalmé avec tous les avantages de la désoxydation par charbon en vide.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 547—552

CD : 621.785 ; 669.14.018.583

Pîrvu, G., Niță, T., Miron, V. et Winckelbauer, C. : **Tendances nouvelles dans la fabrication des bandes en acier siliceux à grains orientés**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 553—561

CD : 621.9.04 ; 669.018

Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Chircă, D.| Cristea Lidia et Popescu, Gabriela : **Le traitement en vide des alliages liquides complexes à base d'aluminium**

L'article présente les résultats des recherches expérimentales concernant le traitement en vide dans des conditions statiques des alliages complexes Al—Cu—Mg et Al—Zn—Mg —Cu.

Les auteurs ont détérminé les vitesses de vaporisation du magnesium et du zinc, les coefficients de transfert de masse dans le bain métallique, de même que l'efficacité de l'élimination de l'hydrogène.

A partir des résultats obtenus, on a déterminé les conditions pratiques de dégasage statique en vide des alliages industriels.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 562—565

DC : 669.017 ; 620 :193

Vlaicu, Gh. et Alexe, M. : **Considérations quantitatives sur l'étude par spectroscopie de reflexion de la corrosion en acide clorhydrique des aciers hautement alliés**

L'article présente une étude des données quantitatives qui peuvent être obtenues à partir des spectres de réflexion des complexes formés lors de l'attaque par acide clorhydrique des aciers hautement alliés.

On a calculé la fonction Kubelka-Munk pour la bande d'absorbtion à longueur d'onde de 6000Å qui appartient au complexe $[Cr_2(H_2O)_5 \cdot Cl^-]^{2-}$.

On a obtenu certains résultats qui caractérisent la résistance à la corrosion des différents types d'aciers analysés.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 566—567

CD : 669.13 ; 622.785

Domșa, S. et Constantinescu, V. : **L'influence du molybdène sur les propriétés spécifiques des aciers et des alliages anticorrosifs**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 568—571

CD : 621.785 ; 669.15—194.3

Munteanu, Al. : **Analyse de la cinétique des phénomènes de coalescence qui ont lieu lors du revenu des aciers faiblement alliés sans molybdène**

L'article souligne la différence entre la cinétique du déroulement des phénomènes de revenu de la première étape — — jusqu'à la perte de la coalescence — et des phènomènes de la deuxième étape — de la coalescence des carbures. On détermine les paramètres thermocinétiques de la coalescence, les constantes de réaction et les valeurs de l'energie d'activation dans le cas de la trempe complète et incomplète.

L'auteur présente la méthode de calcul des paramètres cinétiques et les relations de calcul de la cinétique de transformation.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 572—576

CD : 669.054 ; 669.162.275.1

Szöcs, Ecaterina et Szöcs, St : **Essais de purification de la fonte en fours à induction à creuset**

L'article présente les essais de diminution de la teneur en manganèse et en silicium de la fonte lors de l'élaboration dans les fours à induction à creuset. Pour dresser le diagramme de dosage du minerais on a calculé les coefficients d'activité des éléments par rapport à l'oxyde ferrique.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 577—582

CD : 621.771.07 ; 669.13

Cosneanu, C., Belzo, O., Fifirig, G., Monor, L., Schönberger, F. et Sofroni, L. : **Considérations sur la coulée des cylindres en fonte pour laminoirs**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 583—586

CD : 621.746.1

Sofroni, L., Cocolaș, S., Mărginean, I., Badea, F., Ganea, M.V., Surdulescu, M. et Cohn, E. : **Recherches concernant l'amélioration de la qualité de la surface des pièces coulées en fonte**

Afin d'améliorer la qualité des pièces coulées en fonte, on propose la technologie d'impregnation des surfaces actives des moules à vert par une solution à base de polystyrène. On présente également des considérations sur certaines propriétés technologiques des moules impregnées : le volume des gas, la qualité du charbon luisant, la permeabilité, la résistance mécanique et la rugosité des pièces coulées.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 587—590

СОДЕРЖАНИЕ

666.74 :669.162.142

Бекереску, М., Итту, Константа и Александру, М.: **Активация экзотермических реакций при наличии фторовых соединений**

Работа представляет аспекты связанные улучшением физико-химических свойств экзотермического материала антираковина как следствие введения в состав фторовых соединений. Также затронуты некоторые преимущества описанного метода.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12. p 541—543

ДК: 669.13: 622.785

Барак, А.: **Аспекты относительно теплообмена от аглолент к опытному приемнику**

Работа представляет некоторые теоретические и практические расчеты измененного теплового потока излучением между двумя поверхностями, рассмотренными как плоские-параллельные. Построены и изображены полученные теоретические кривые.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 544—546

ДК: 669.18: 669.046.58

Кэтунеану, Николета, Греку, Л. и *Чирко, Т.:* **Вакуумная обработка и обработка шлаковыми смесями для улучшения чистоты включений**

В работе выявляется необходимость продолжения экспериментов в направлении рафинирования шлаком для избежания образоввания шаровидных включений или превращения полностью в малоразмерные пластические силикаты; качественного перехода от вакуумной обработки рециркуляцией спокойной стали к полуспокойной стали со всеми преимуществами от раскисления в вакууме углеродом.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12. p. 547—552

ДК: 621.785: 669.14.018.583

Пырву, Г., Ницэ, Т., Мирон, В. и *Винкэлбауер, К.:* **Новые тенденции в производстве кремнистых стальных лент из кремнистых сталей с направленными зернами**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12. p. 553—561

ДК: 621.9.04: 669.018

Иенчю, М., Молдован, П. Панаит, Н., [*Киркэ, Д.*], *Кристеа, Лидия и Попеску, Габриела:* **Вакуумная обработка комплексных жидких сплавов на основе алюминия**

Metaluegia 40 (1988), nr. 12. p. 562—565

ДК: 669.017: 620.193

Влайку, Г. и *Алексе, М.:* **Количественные аспекты относительно исследования отражательной коррозии в соляной кислоте высоколегированных сталей**

Работа представляет изучение количественных данных, получаемые из отражательных спектров образованных комплексов при разчедании соляной кислотой высоколегированных сталей.

Расчитана функция Кубелка-Мунк для полосы поглощения с длиной волны 6000 Å, которая относится комплексу $[Cr_2(H_2O)_5 \cdot Cl^-]^{2-}$.

Получены результаты, характеризующие коррозионную стойкость различных типов сталей.

ДК: 669.13: 622.785

Домша, С. и Константинеску, В.: **Влияние молибдена на специфические свойства сталей и антикоррозионных нержавеющих сплавах**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 568—571

ДК: 621.785.669.15-194.3

Мунтеану, Ал.: **Анализ кинетики явлений коалесценции имеющих место при отпуске малолегированных сталей без молибдена**

Работа выявляет разницу между кинетикой протекания явления отпуска до потери когерентности и коалесценции карбидов. Расчитаны термокинетические параметры коалесценции, постоянные реакции и величины энергии активации при полной и неполной закалке. Также представлен метод расчета кинетических параметров и расчетные зависимости кинетики превращения.

Metalurgia 40 (1988) nr. 12, p. 572—576

ДК: 669.054: 669.162.275.1

Сечъ, Екатерина и *Сечъ, Ш.:* **Испытание очистки чугуна в тигельных индукционных печах**

Работа представляет испытания снижения содержания в чугуне марганца и кремния при его выплавке в тигельных индукционных печах. Для построения диаграммы дозировки руды расчитаны коэффициенты активности элементов по отношению к окиси железа, параллельно с полученными расчетами соответственно результатам исследований.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 577—582

ДК: 621.771.07: 669.13

Коснеану, К., Белзо, О., Фифириг, Г., Монор, Л., Шёнбергер, Ф. и Софрони, Л.: **Сравнительные оценки по литью чугунных валок для прокатных станов**

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 583—586

ДК: 621.746.1

Софрони, Л., Коколаш, С., Мэрджинеан, И., Бадеа, Ф. Гана, М., Сурдулеску, М. и Коон, Е.: **Исследования улучшения качества поверхности чугунных отливок**

Для улучшения качества чугунных отливок предлогается технология пропитки раствором на основе полистирола активной поверхности раствором на основе сырой формы (сердечников). Одновременно представлены соображения по технологическим свойствам пропитанных форм: обчём газов, количество предлогаемого блестящего углерода, проницаемость, механическая прочность и шероховатость отливок.

Metalurgia 40 (1988), nr. 12, p. 587—590

METALURGIA 12
ORGAN AL MINISTERULUI INDUSTRIEI METALURGICE ŞI AL CONSILIULUI NAŢIONAL AL INGINERILOR ŞI TEHNICIENILOR DIN REPUBLICA SOCIALISTĂ ROMÂNIA
1988

Ing. M. Becheresciu, ing. Constanţa Ittu şi ing. M. Alexandru
ICEM

Activarea reacţiilor exoterme în prezenţa compuşilor cu fluor

CZ : 666.74 ; 669.162.142

În lucrare sînt prezentate unele aspecte legate de compoziţia chimică a produselor antiretasură exoterme, şi rolul fiecărui component, şi de mecanismul reacţiilor chimice exoterme.

Amestecurile exoterme includ componentul reducător, oxidant şi moderator.

Componentul reducător are o deosebită afinitate pentru oxigen, dezvoltînd în cursul reacţiei de oxidare o cantitate mare de căldură, temperatura ajungînd la 1 500°C. Ca substanţe reducătoare se pot utiliza metale şi aliaje sub formă pulverulentă : Al, CaSi, Al—Mg etc.

În majoritatea amestecurilor exoterme este prezent Al, iar aliajele CaSi, MgAl sînt utilizate la turnarea în lingouri mici a oţelurilor înalt aliate cu Mn. Lingourile mici au secţiune transversală mică, iar pierderile de căldură sînt mai mari ; din acest motiv componentul reducător trebuie să fie mai reactiv.

Componentul oxidant oxidează aluminiul metalic prin cedarea oxigenului (sau fără) la temperatură ridicată. Ca agenţi oxidanţi pot fi folosiţi : $NaNO_3$, MnO_2, MnO_3, KNO_3, Fe_2O_3, Fe_3O_4, Ba_2O_2.

Oxidanţii introduşi vor ceda oxigen în următoarele etape :

$$2NaNO_3 \xrightarrow{310°C} Na_2O + 2NO_2 + 1/2O_2 \quad (1)$$

$$2MnO_2 \xrightarrow{425°C} M_2O_3 + 1/2\ O_2 \quad (2)$$

$$3Mn_2O_3 \xrightarrow{950°C} 2Mn_3O_4 + 1/2\ \ O_2 \quad (3)$$

$$Mn_3O_4 \xrightarrow{1110°C} 3MnO + 1/2\ \ O_2 \quad (4)$$

Gradul de stabilitate a oxizilor formaţi se caracterizează prin potenţial termodinamic izobar Z, sub acest aspect elementele clasîndu-se în următoarea ordine : Ca, Zn, Al, Mg, B, Ti, Si, Mn, V, Fe.

Deoarece oxizii de Mn şi Fe se află la sfîrşitul ordinii date, de preferat sînt oxizii manganului şi ai fierului care au cea mai mare putere de oxidare.

Cedarea oxigenului în trepte este impusă de desfăşurarea reacţiei exoterme, pentru asigurarea cantităţii de căldură pe o durată limitată.

Componentul moderator este introdus pentru reglarea vitezei de reacţie. Deoarece reacţia alumino-termică decurge cu viteză foarte mare, moderatorul are rol de întîrzietor de reacţie. Substanţele moderatoare trebuie să asigure refractaritate corespunzătoare (min. 1700°C). În acest scop, sînt utilizate şamote cu conţinut de Al_2O_3 de 40—45%, deoarece prin introducerea compuşilor oxidanţi ($NaNO_3$, MnO_2, Fe_2O_3 etc.) refractaritatea componentului moderator nu trebuie să scadă sub temperatura de turnare a oţelului.

Componentul moderator trebuie să posede valori ale căldurii specifice şi ale conductibilităţii termice optime contribuind astfel la mărirea capcităţii de izolare a amestecului exoterm.

Mecanismul reacţiilor exoterme

Determinarea temperaturilor de aprindere maxim dezvoltată şi durata reacţiei exoterme sînt esenţiale pentru stabilirea domeniului de aplicare (mărimea lingoului şi marca de oţel).

Oxidarea carbonului nu este totală în cursul reacţiilor exoterme deoarece carbonul este în exces faţă de conţinutul în oxigen.

Pînă la temperaturi de 600°C, $NaNO_3$ se disociază şi oxidează aluminiul care, în acest stadiu, se află în fază solidă. Oxidarea superficială a aluminiului se desfăşoară o dată cu degajarea unei mari cantităţi de căldură, care, în absenţa adaosurilor, creşte progresiv.

Pentru îmbunătăţirea efectului exoterm (temperatura maxim dezvoltată) se impune introducerea unor compuşi cu fluor. Dintre aceşti compuşi, criolitul ,a cărui comportare a putut fi urmărită, a fost mai des utilizat.

Reacţia de oxidare a aluminiului din amestecurile exoterme, în prezenţa criolitului, decurge în două faze :

Faza I, care comportă următoarele reacţii la temperaturi mai mici de 800°C :

$$2NaNO_3 \rightarrow Na_2O + 2NO_2 + 1/2\ O_2 \quad \Delta H > 0 \quad (5)$$

$$Na_3AlF \rightarrow AlF_3 + 3NaF \quad \Delta H < 0 \quad (6)$$

$$3NaF + Al \rightarrow AlF_3 + 3Na \quad \Delta H < 0 \quad (7)$$

$$2Na + 1/2\ O_2(aer) \rightarrow Na_2O \quad \Delta H < 0 \quad (8)$$

$$3Na_2O + 2Al \rightarrow Al_2O_3 + 6Na \quad \Delta H < 0 \quad (9)$$

În reacţiile (7)—(9), sodiul intră în proces ciclic al cărui efect este convertirea aluminiului în alumină, o dată cu ridicarea temperaturii masei de material.

Faza a II a, care comportă următoarele reacţii la temperaturi peste 800°C :

$$2Al + AlF_3 \rightarrow 3AlF \quad \Delta H < 0 \quad (10)$$

$$6AlF + 3O_2 \rightarrow 2Al_2O_3 + 2AlF_3 \quad \Delta H < 0 \quad (11)$$

AlF este un gaz foarte instabil, oxidîndu-se în continuare cu oxigenul din aer. Cea mai mare parte din AlF este redepozitată în porii materialului pentru alte reacţii.

Datorită temperaturilor ridicate este posibilă formarea nitrurii de aluminiu cu azotul din aer :

$$3AlF + N_2 \rightarrow 2AlN + AlF_3 \quad (12)$$

De asemenea, pentru ridicarea temperaturii se poate utiliza fluorina în cantitate de 50% din cantitatea de pulbere de aluminiu. Aprinderea amestecului exoterm se produce în momentul ruperii peliculei de oxizi sub acţiunea ionului de fluor.

Reprezentarea grafică a valorilor obţinute pentru determinările efectuate este dată în figura 1. Din grafic se pot observa valorile temperaturilor de amorsare a reacţiei maxim dezvoltate, precum şi durata reacţiei exoterme.

În urma introducerii criolitului s-a obţinut o îmbunătăţire substanţială a temperaturii dezvoltate (1 510°C) şi a duratei reacţiei exoterme (max. 30 de minute).

Valorile obţinute pentru durata reacţiei exoterme, cuprinse între 15 şi 30 de minute, sînt foarte bine corelate cu timpul de solidificare a oţelurilor în lingou.

Compuşii formaţi din reacţiile alumino-termice sînt în fază solidă, excepţie făcînd AlF

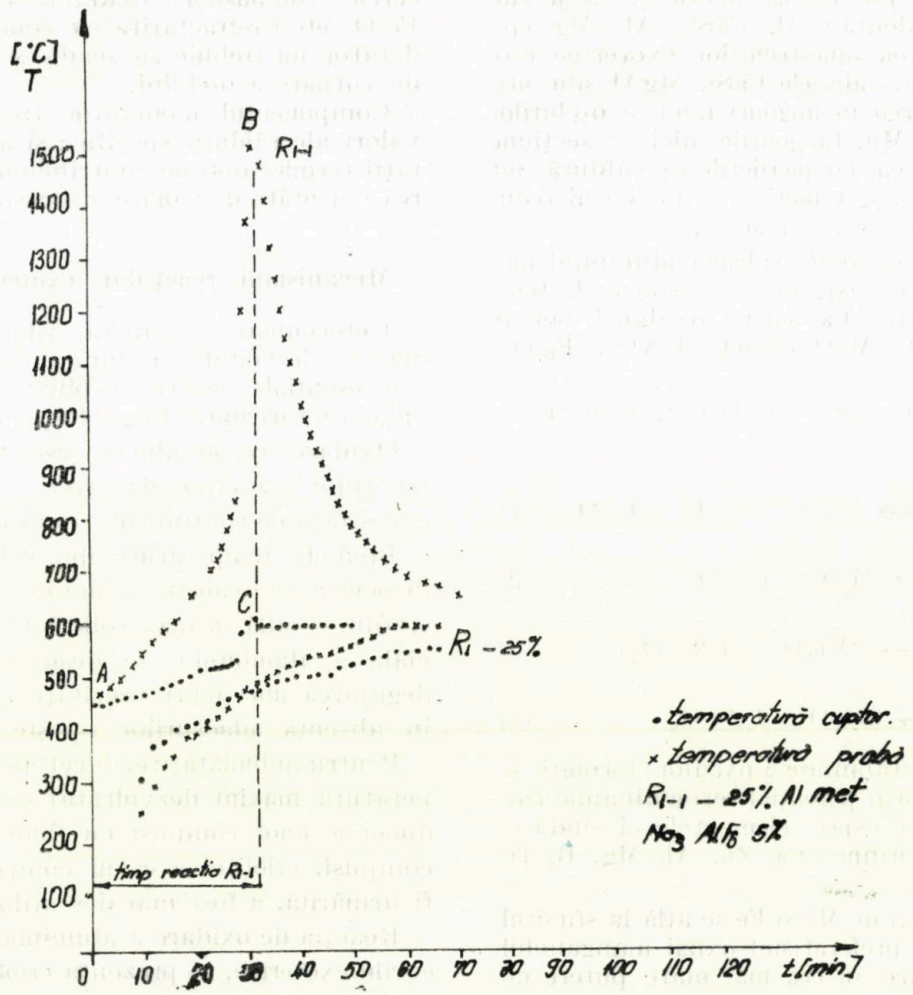


Fig. 1. Valorile temperaturilor obţinute la arderea probelor R_1 şi R_{1-1}

care se depozitează în pori micşorind porozitatea şi mărind densitatea aparentă.

Activarea reacţiilor exoterme ale compuşilor cu fluor prezintă următoarele avantaje :

— se măreşte durata reacţiei exoterme ;
— se obţine un efect exoterm mărit ;
— se reglează temperatura de amorsare ;
— raportul % Al : oxidanţi = 3 : 4 ;

cantitatea de fondanţi este mică, iar refractaritatea amestecului nu este afectată în comparaţie cu amestecurile exoterme obţinute, unde % Al : oxidanţi = 1.

BIBLIOGRAFIE

[1] Allen, D. R., Met., A. *Folosirea materialelor exotermice în turnătoriile de oţel.* În : Steel Foundries, S.U.A., 1968, p. 1.

[2] Efimov, V. A. *Turnarea şi cristalizarea oţelurilor.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1980.

[3] Bratu, A. Em. *Operaţii şi utilaje în industria chimică,* Bucureşti, Ed. tehnică, vol. I, 1960.

[4] Bratu, A. Em. *Operaţii şi utilaje în industria chimică.* Bucureşti, Ed. tehnică, vol. II 1961.

REVISTA REVISTELOR

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 17, 1988

Efectele substanţelor alcaline din furnal, p. 781 — Recăptuşirea furnalului nr. 2 al firmei Klöckner Stahl GmbH, uzina Bremen, p. 791 — Noul cuptor electric cu arc cu curent continuu al firmei Florida Steel Corporation, p. 796 — Compoziţia chimică şi utilizarea fierului vechi tratat, p. 801 — Sesiunea „Nemetale în metale", p. 807 — Oţeluri microaliate pentru construcţii de maşini, p. 811.

Stahl und Eisen, R.F.G., nr. 18, 1988

Cercetări aplicate asupra combustiei în tehnica energetică şi în tehnologii, p. 825 — Economisirea combustibilului şi cheltuielilor prin îmbogăţirea cu oxigen a aerului de ardere din cuptoarele industriale, p. 835 — Cheltuieli pentru energie ale unui cuptor-oală, p. 841 — Cercetări asupra antrenării zgurei la evacuarea oţelului din convertizor, p. 848 — Modernizarea unui laminor la rece pentru benzi din oţel înalt aliat cu Si, p. 853.

Neue Hütte, R.D.G., nr. 8, 1988

Progrese tehnice şi tehnologice în deformarea metalelor, p. 281 — Turnarea între cilindri şi laminarea benzilor şi a sîrmei, p. 291 — Influenţa mărcii de cupru şi a condiţiilor de turnare asupra formării fisurilor la fabricarea ţevilor din cupru cu pereţi subţiri, p. 295 — Determinarea cimpurilor de tensiune din zona de deformare, la trefilarea sîrmei, p. 297 — Încercări privind creşterea rentabilităţii unei instalaţii de recoacere cu clopot cu luarea în considerare a calităţii, p. 300 — Rezultate de exploatare în domeniul căptuşelilor fibroase cu economisirea energiei, la cuptoarele de încălzire, p. 302 — O nouă generaţie de cuptoare de tratament termic pentru semifabricate din aluminiu cu comandă asistată de calculator, p. 306 — Fabricarea pieselor standardizate din oţel de înaltă rezistenţă prin refulare la rece, p. 309 — Lubrifianţi fără grafit pentru forjarea în matriţă a oţelului, p. 312 — Noi rezultate privind utilizarea încercării de refulare circulară, ca procedeu de control al lubrifianţilor pentru deformarea la rece, p. 316 — Utilizarea uleiurilor de laminare la laminarea la rece a materialelor pe bază de Cu şi Fe, p. 318.

Giesserei, R.F.G., nr. 14, 1988

Omul şi munca în viitor. Sesiunea specială de turnătorie, 1988, cu participarea unor specialişti scandinavi, p. 425 — Consideraţii privind situaţia industriei turnătoriilor din ţările puternic industrializate p. 431 — Munca în turnătorie — eficientă şi atractivă — referate de specialitate prezentate la sesiunea specială de turnătorie 1988, p. 434 — Cea de-a 79-a sesiune a membrilor Uniunii turnătorilor din R.F.G., p. 442 — Cinetica alimentării aliajelor de piese turnate din siliciu-aluminiu, p. 445 — Sinteză bibliografică anuală asupra protecţiei mediului inconjurător (urmare 14), p. 449.

Giesserei, R.F.G., nr. 17, 1988

Evitarea oxidării absorbţiei din topiturile de aluminiu — la piesele turnate în timpul agitării topiturii, p. 491 — Contribuţie la analiza termică ca procedeu de control al eficienţei finisării granulaţiei aliajelor turnate din aluminiu, p. 498 — Creşterea eficienţei la frezarea sculelor de turnare sub presiune, p. 502 — Sinteză bibliografică anuală asupra materialelor refractare (urmare 17), p. 507.

Giesserei, R.F.G., nr. 18, 1988

Cel de-al 55-lea Congres internaţional asupra turnătoriei, 1988, Moscova, p. 529 — Dezvoltarea şi construirea recipientului sub presiune pretensionat din material turnat VGD — o nouă concepţie a recipientelor de mari dimensiuni, p. 530 — Elemente reziduale în fonta de turnătorie — influenţe asupra structurii şi proprietăţilor, p. 534 — Progrese în domeniul topirii metalelor feroase şi neferoase în cuptorul cu inducţie cu creuzet. Partea a 2-a. Căptuşeala refractară şi sistemele de conducere pentru controlul asistat de calculator, p. 541 — Noi dezvoltări în domeniul cuptoarelor de topit şi comanda acestora, p. 544 — Concepţia unei instalaţii de debavurare a pieselor turnate din metale neferoase, în special a pieselor turnate în cochilie, p. 549 — Sinteză bibliografică anuală asupra procedeelor şi instalaţiilor de curăţire (urmare 25), p. 559.

Aspecte privind schimbul de căldură de la benzile de aglomerare la un receptor experimental

Ing. A. Barac ICEM

CZ : 669.13 ; 622.785

Bilanţurile termice efectuate pe maşinile de aglomerare au evidenţiat iar faptul că o parte importantă a căldurii introduse în şarja de aglomerare — între 350 şi 500 MJ/t aglomerat — se regăseşte în căldura fizică a aglomeratului feros ; exprimată în procente, ea reprezintă 20—35% din căldura introdusă în şarja de aglomerare. Temperatura aglomeratului feros pe banda de răcire variază între 500 şi 850°C la suprafaţa aglomeratului. Corelînd datele precedente rezultă că o cantitate specifică de 175 MJ/t de aglomerat se pierde în mediul înconjurător.

Recuperarea acesteia se impune de la sine în condiţiile în care capacităţile de producţie anuală ale maşinilor de aglomerare sînt cuprinse între 0,5 şi 3,5 mil.

Metoda experimentală şi premisele teoretice

La maşinile de aglomerare care dispun de răcirea forţată a aglomeratului feros, recuperarea se face preponderent prin convecţie forţată, iar la cele care funcţionează cu răcire liberă recuperarea se face preponderent prin radiaţie, convecţia liberă fiind neglijabilă.

Deoarece acest mod de recuperare a fost prea puţin analizat, a fost necesară o abordare teoretică şi practică adecvată.

Pentru a simula cît mai fidel viitoarea soluţie de recuperare, a fost proiectată şi realizată o instalaţie experimentală avînd configuraţia din figura 1.

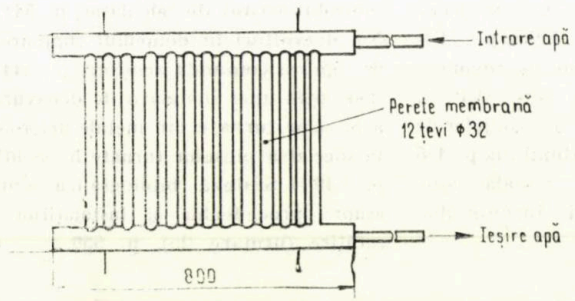


Fig. 1. Instalaţie experimentală pentru calculul fluxului termic schimbat prin radiaţie

Panoul confecţionat din peretele membrană a fost ales deoarece, în acest caz, întreaga cantitate de energie termică radiată de aglomeratul fierbinte este preluată de apă din instalaţia experimentală cu un randament de 0,8—0,9 ; acesta depinde şi de coeficientul de absorbţie. Ipotezele care au dus la considerarea schimbului de căldură prin radiaţie între două suprafeţe plan — paralele au fost următoarele :

atît peretele membrană cît şi suprafaţa aglomeratului pot fi aproximate ca fiind plan-paralele avînd o distanţă medie între ele ;

— distanţa medie este calculată ţinînd seamă de înălţimea medie a stratului de aglomerat pe banda de răcire ;

— dintre cazurile teoretice abordate în literatura de specialitate [2], [4], [6] acesta se suprapunea cel mai bine peste cel practic.

Calculul fluxului termic schimbat prin radiaţie între două suprafeţe plan-paralele plasate la distanţa d s-a făcut cu formula :

$$q = e_{1-2}\,\text{Ø}C_0\left[\left(\frac{T_1}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_2}{100}\right)^4\right],\ W/m^2 \quad (1)$$

unde :

e_{1-2} este coeficientul de emisivitate reciprocă ;

Ø — coeficientul unghiular de radiaţie, dependent, în acest caz, de distanţa d şi de dimensiunile suprafeţelor ;

C_0 — coeficientul de emisie al corpului negru absolut

$$C_0 = 5{,}67,\ \text{W/m}^2\text{K}^4 ;$$

T_1, T_2 — temperaturile absolute ale suprafeţei aglomeratului pe banda de răcire, respectiv ale peretelui membrană, K.

În cazul teoretic, au fost adoptate următoarele valori pentru mărimile care intervin în formula (1) :

$$e_{1-2} = e_1 \cdot e_2,\quad e_{1-2} = 0{,}9 \cdot 0{,}87 = 0{,}783$$

e_1 (aglomeratul feros) = 0,9 [4]

e_2 (peretele membrană) = 0,87 [6]

$$\text{Ø} = \text{Ø}(a,\ b,\ d);\ a = 0{,}8\ m;\ b = 0{,}7\ m$$

a şi b sînt dimensiunile peretelui membrană ; d are valori între 0,3 şi 0,7 m conform cu ipotezele considerate ;

$T_2 = 303,\ 308\ K (t_2 = 30,\ 35°\text{C})$, temperatura medie a apei în instalaţia experimentală ;

T_1 = 773, 873, 973, 1 073, 1 173 K (t_1 = 500 — 900°C), temperatura suprafeței aglomeratului fierbinte pe banda de răcire.

Rezultatele experimentale

Cu datele de mai sus s-au calculat valorile cantității de căldură Q preluată teoretic de instalația experimentală folosind și formula:

$$Q = q \cdot S_0, \text{ W} \qquad (2)$$

unde:

S_0 este suprafața instalației experimentale, m²; S_0 = 0,37 m².

Curbele rezultate din calculele teoretice sînt prezentate în figura 2.

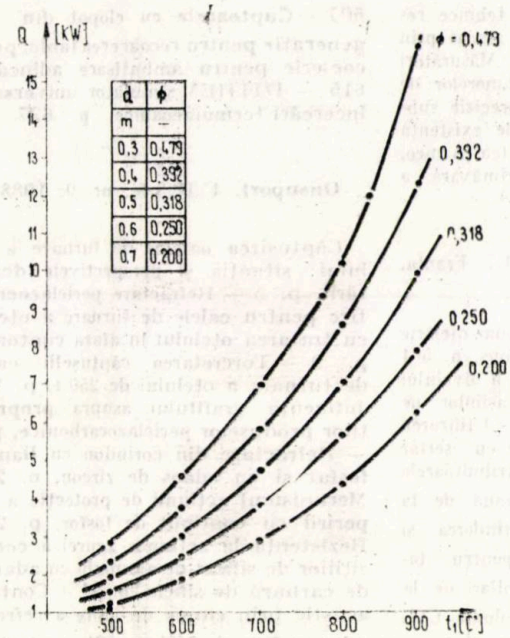


Fig. 2. Curbele teoretice $Q = Q(T_1, d)$

Partea practică a constat în amplasarea instalației experimentale deasupra patului de răcire a aglomeratului feros în puncte caracteristice și în măsurarea mărimilor termotehnice necesare pentru calcularea cantității de căldură Q', preluată practic de instalația experimentală.

Astfel, au fost măsurate mărimile:

t_i, t_e — temperaturile apei la intrarea, respectiv ieșirea din instalația experimentală, °C;

G_a — debitul apei care circulă în instalația experimentală, kg/s;

T_1 — temperatura suprafeței aglomeratului feros, K.

Formula utilizată pentru calculul lui Q' a fost următoarea [2]:

$$Q' = G_a(t_e - t_i) \cdot c_{pa} \cdot \frac{1}{\eta}, \text{ W} \qquad (3)$$

unde:

c_{pa} este căldura specifică a apei, J/kg grad

η — randamentul instalației 0,8-0,9)

Valorile rezultate din calcule au fost reprezentate prin punctele amplasate printre curbele teoretice (fig. 3).

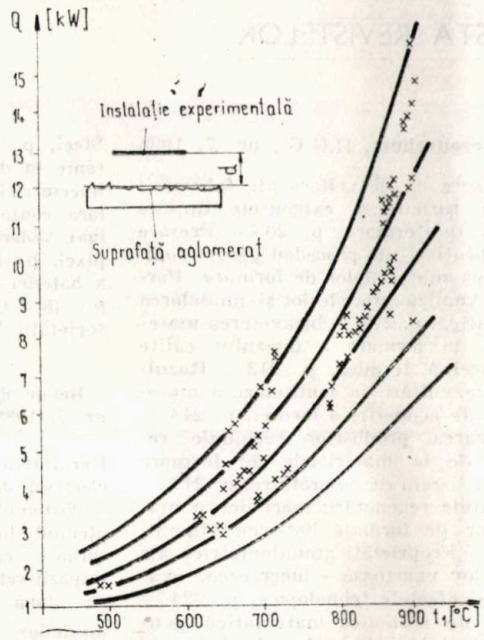


Fig. 3. Valorile determinate practic (X)

Concluzii

Din cele aproximativ 100 de valori calculate din determinările practice, 87% sînt cuprinse în regiunea curbelor teoretice. Această verificare a teoriei în practică arată că atît ipotezele emise cît și valorile teoretice adoptate au fost pertinente. Deci, calculele teoretice pot fi folosite la determinarea resursei energetice refolosibile pe acele utilaje unde amplasarea instalației experimentale este dificilă sau necesită lucrări de amenajare costisitoare.

Se poate considera că valorile determinate în urma experimentărilor sînt reale și, deci, extinderea rezultatelor la întregul pat de răcire este concludentă.

În acest mod, o investiție care se ridică la cîteva milioane de lei este argumentată și fundamentată corespunzător.

BIBLIOGRAFIE

[1] *Chiriac, F. ş. a. Procese de transfer de căldură şi de masă în instalaţiile industriale.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1982.

[2] *Carabogdan, Gh. I. ş. a. Instalaţii termice industriale.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1978.

[3] *Shvets, I. ş. a. Heat Engineering.* Moscova, Ed. Mir Publishers, 1975.

[4] *Teoreanu, I. ş. a. Calcule de operaţii, utilaje şi instalaţii termotehnologice din industria silicaţilor.* Bucureşti, Ed. didactică şi pedagogică, 1983.

[5] *Vidal, R., Meunier, G., Poas, A. Diversification et économie, d'énergie dans le domaine de l'agglomeration sur grille.* În Revue de Métallurgie, Franţa, 1981, vol. 78, nr. 10, p. 765—773.

[6] *Adler, O. ş. a. Instalaţii de ardere — culegere de probleme.* Bucureşti, Ed. tehnică, 1985.

[7] *Verge, J. Economii de energie în siderurgia franceză.* Exemple. Bucureşti, Ed. tehnică, 1987, p. 1—5. Simpozion româno-francez.

[8] *Barac, A. Recuperation de la chaleur physique de l'agglomérér*, Bucureşti, Ed. tehnică 1987, p. 1—3.

REVISTA REVISTELOR

Giessereitechnik, R.D.G., nr. 7, 1988

Tendinţe de dezvoltare ale fabricării pieselor turnate şi exigenţele impuse tehnicii de formare, p. 203 — Presare prin vibraţii — un procedeu pentru compresiunea materialelor de formare. Partea I. Analiza procedeelor şi modelarea matematică, p. 210 — Incovoierea materialelor de formare a miezului călite prin sarcină termică, p. 213 — Rezultatele dezvoltării în continuare a materialelor de acoperire a formei, p. 214 — Reutilizarea produselor reziduale rezultate de la materialele de formare dintr-un sistem de desprăfuire, p. 217 — Rezultatele regenerării mecanice a materialelor de formate liate cu ciment, p. 220 — Proprietăţi granulometrice ale nisipurilor cuarţoase — încercarea, evaluarea şi efectele tehnologice, p. 224 — Metode de statistică matematică pentru controlul materialelor de formare, p. 227.

Iron and Steel Engineer, S.U.A., nr. 6, 1988

Modernizarea laminorului tandem cuarto de 56 in. de la societatea Inland Steel, p. 17 — Utilizarea modelului MILLMAX de calculator la laminorul de benzi la cald al Societăţii Weirton Steel, p. 24 — Dezvoltări tehnice recente în domeniul oţelului zincat prin imersare la cald, p. 34 — Măsurători fără contact cu ajutorul camerelor de luat vederi cu baleiaj cu precizie subpixel, p. 40 — 35 de ani de existenţă a bateriei de cocs la societatea Armco, p. 48 — Conferinţa de primăvară a societăţii WIS în anul 1988.

Revue de mét lurgie-C.I.T., Franţa, nr. 7. 1988,

Rezultatele obţinute în noua oţelărie electrică de la Neuves-Maisons, p. 561 — Sistemul NKK de reglare a nivelului oţelului în cristalizorul maşinilor de turnare continuă, p. 573 — Utilizarea dispozitivelor de închidere cu sertar cu două straturi la distribuitoarele maşinilor de turnare continuă de la Saint-Sambre, p. 587 — Extinderea şi modernizarea laminorului pentru tablă groasă al societăţii Sollac de la Dunkerque, p. 591 — Tehnologia CVC (bombare continuă variabilă) la laminoarele de benzi la cald şi la rece p. 597— Echipamentele electrice pentru noile caje R2/E2 de la laminorul de benzi late la Societatea Sidmar, p. 607 — Cuptoarele cu clopot din noua generaţie pentru recoacerea tablei pentru cocserie pentru ambutisare adîncă, p. 615 — DITHEM simulator universal de încercări termomecanice, p. 627.

Oneuport, U.R.S.S., nr. 9, 1988

Căptuşirea oalelor de turnare a oţelului: situaţia şi perspectivele dezvoltării, p. 5 — Refractare periclazocromitice pentru oalele de turnare a oţelului cu tratarea oţelului în afara cuptorului, p. 9 — Torcretarea căptuşelii oalelor de turnare a oţelului de 250 t, p. 13 — Influenţa grafitului asupra proprietăţilor produselor periclazocarbonice, p. 16 — Refractare din corindon cu liant de fosfat şi cu adaos de zircon, p. 20 — Mecanismul acţiunii de protecţie a acoperirii cu conţinut de fosfor, p. 24 — Rezistenţa la acţiunea zgurei a compoziţiilor de silicat de aluminiu cu adaosuri de carbură de siliciu, p. 27 — Controlul acustic prin emisie de ieşire a refractarelor mulitcorindonice, p. 31 — Atestarea ceramicii după proprietăţile mecanice şi utilaj experimental, p. 33 — Cărămizi silica cu un nou tip de mineralizator cu conţinut de fier, p. 36.

Ing. Nicoleta Cătuneanu
dr. ing. L. Greeu ICEM
și ing. T. Cireo C.M. Cîmpia Turzii

Tratarea în vid și cu amestecuri de zgură pentru ameliorarea purității incluzionare

CZ : 669.18 ; 669.046.58

Ultimii 30 de ani au fost marcați de numeroase realizări importante în producerea oțelului în scopul rezolvării într-o manieră optimă a celor trei probleme esențiale :

— îmbunătățirea calitativă a oțelului ;
— accelerarea procesului de fabricație ;
— creșterea eficienței economice a producției.

Acestea au dus spre diferite soluții tehnologice și constructive ale procedeelor complementare de metalurgie în oală.

Anumite aplicații ale metalurgiei în oală (oala cuptor cu tratarea în vid, agitarea statică sau dinamică cu gaz inert, utilizarea feroaliajelor selecționate și zgurelor) sînt indispensabile astăzi pentru producerea oțelurilor de înaltă calitate.

Unul dintre obiectivele principale ale metalurgiei în oală vizează satisfacerea cerințelor de puritate din ce în ce mai exigente ale beneficiarilor.

Realizarea unor conținuturi scăzute de oxigen în oțel, precum și a unui volum redus de fază incluzionară este dependentă de capabilitatea tehnologică de apropiere a conținuturilor totale de oxigen de cele de echilibru cu dezoxidanții prezenți în oțel. Mijloacele tehnologice de asigurare a acestui scop sînt, în ultimii ani, legate tot mai puternic de metalurgia în oală care a permis ca, în condițiile unor conținuturi de oxigen limitate (căptușeala oalei, zgura, absența contactului cu atmosfera) și prin realizarea unor dozări mai riguroase ale dezoxidanților, să se atingă industrial niveluri de puritate deosebită. Comportarea fazei incluzionare în procesul de deformare plastică a oțelului precum și în produsul finit este dependentă de morfologia, compoziția chimică și mineralogică a acesteia. Tehnicile de modificare a compoziției chimice a fazei incluzionare prin injecția de pulberi sau tratarea oțelului cu zgure sintetice sînt bine cunoscute. O posibilitate interesantă de modificare a incluziunilor în instalații cu vid a dus la dezvoltarea procedeului RH—FR (flux refining).

Premise teoretice

În scopul îmbunătățirii purității oțelului sînt folosite avantajele tratării în vid. Procedeul de purificare în incluziuni nemetalice (INM) se realizează prin trei mecanisme :

— dezoxidarea curată, cu carbon, fără produși de dezoxidare reziduali, prin diminuarea treptată a oxigenului trecîndu-l sub formă de {CO} ;

— reducerea oxizilor (Al_2O_3 etc.) cu ajutorul carbonului la presiuni de tratament sub doi torri ;

— antrenarea, flotarea cu bulele de CO, N_2, H_2, Ar și reținerea în zgură a precipitatelor de incluziuni în timpul agitării băii.

Diferitele faze de tratament în vid cu carbon — VCD (Vacuum Carbon Desoxidation) se bazează în special pe primul și pe cel de-al doilea mecanism.

Purificarea în incluziuni prin agitarea statică (inductivă sau cu argon) sau dinamică (recirculări în DH, RH, PM) sub zgure (fluxuri), utilizate corespunzător scopului tehnologic propus, a apărut ca o necesitate de a intensifica procesul de rafinare și pentru asigurarea controlului asupra fazelor incluzionare.

Pînă nu demult, eforturile oțelarilor în vederea purificării oțelului se îndreptau în special către utilizarea dezoxidanților puternici (complecși) Al, Ti, Ca, Zr, Ce ș.a. care duceau la o eliminare importantă a conținuturilor de oxigen și diminuarea numărului și dimensiunilor incluziunilor oxidice.

Studierea comportării în exploatare a produsului metalurgic și stabilirea relațiilor dintre caracteristicile incluziunilor și comportarea la solicitări dinamice complexe au evidențiat nocivitatea unor incluziuni individuale de dimensiuni relativ mici dar nedeformabile (fig. 1) [1] nu numai a celor dispuse în șiruri deformabile (șiruri de sulfuri, alumină) care înrăutățesc izotropia proprietăților (rezilință).

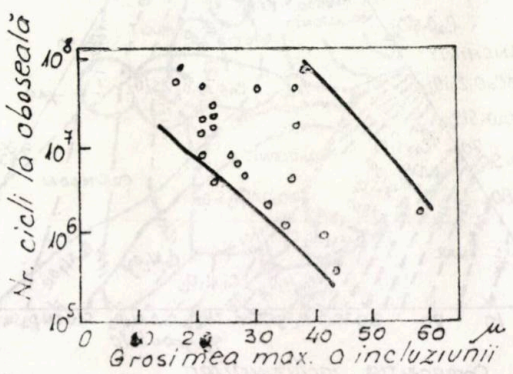


Fig. 1. Rezultatele obținute la testul de oboseală

Din acest motiv, s-a ajuns la necesitatea de a evita formarea acestor incluziuni, de îndepărtarea lor cît mai avansată

Studiile privind plasticitatea fazelor incluzionare oxidice subliniază faptul că există o relaţie directă între temperatura lichidus a fazei oxidice şi plasticitatea acesteia, în timpul deformării la cald, cu condiţia ca faza incluzionară să fie omogenă chimic la precipitare.

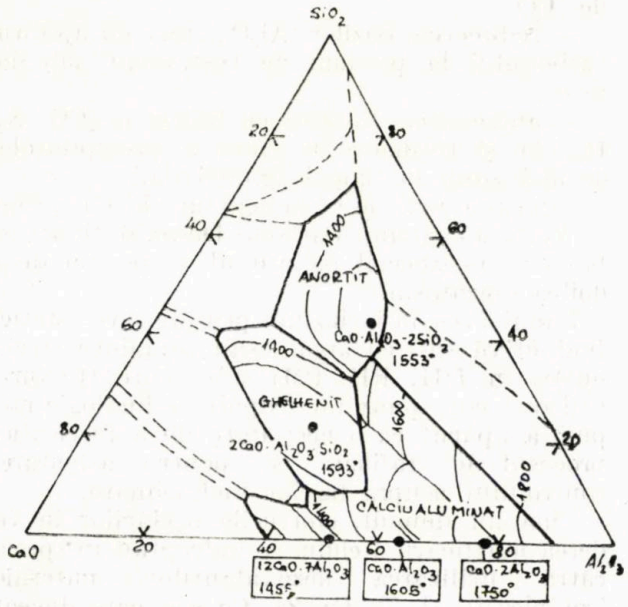


Fig. 2. Compoziţia şi punctul de topire a anortitului, ghelhenitului şi aluminatului de calciu din sistemul CaO; Al_2O_3; SiO_2

Diagramele de fază ale sistemelor oxidice de forma $CaO-Al_2O_3-SiO_2-MgO$ arată că compuşii de tipul anortitului (fig. 2) [4] prezintă nivelul cel mai ridicat de plasticitate. Conţinutul de SiO_2 minim necesar fazei incluzionare este de cca 45—50%, în timp ce conţinutul de Al_2O_3 nu poate depăşi 35%. Sunami [2] arată că în realitate, prin prezenţa MgO în compoziţia fazei incluzionare (în concentraţii care nu depăşesc 15% MgO), realizarea unui nivel de plasticitate încă acceptabil se poate face numai dacă conţinutul de Al_2O_3 al fazei incluzionare nu depăşeşte 15%. Conţinutul de Al_2O_3 poate fi majorat pînă la cca 26% dacă concentraţia SiO_2 se majorează la valori de peste 52—55% cu menţiunea că, în acest caz, diminuarea MgO este mai utilă decît cea a CaO [1]. În sinteză, rezultă că, pentru atingerea obiectivului propus — fază incluzionară oxidică redusă şi cu proprietăţi adecvate de plasticitate, sînt necesare următoarele condiţii:

— Limitarea la maximum a introducerii de Al în oţelul lichid pentru a împiedica formarea incluziunilor cu conţinut ridicat de Al_2O_3. Această condiţie nu mai poate fi însă realizată la oţelurile cu conţinut ridicat de siliciu întrucît conţinutul de aluminiu în FeSi depăşeşte de regulă 0,8%. Reoxidarea secundară poate fi eficient prevenită în acest mod.

— Limitarea concentraţiei de MgO în faza incluzionară la niveluri de maximum 15% MgO. Nivelul concentraţiei componenţilor în fază incluzionară este prezentat în figurile 3[1] şi 4[5], domeniile II şi respectiv I. Se apreciază că se realizează un echilibru relativ stabil între concentraţia MgO în faza incluzionară şi cea a zgurei sau a materialului refractar.

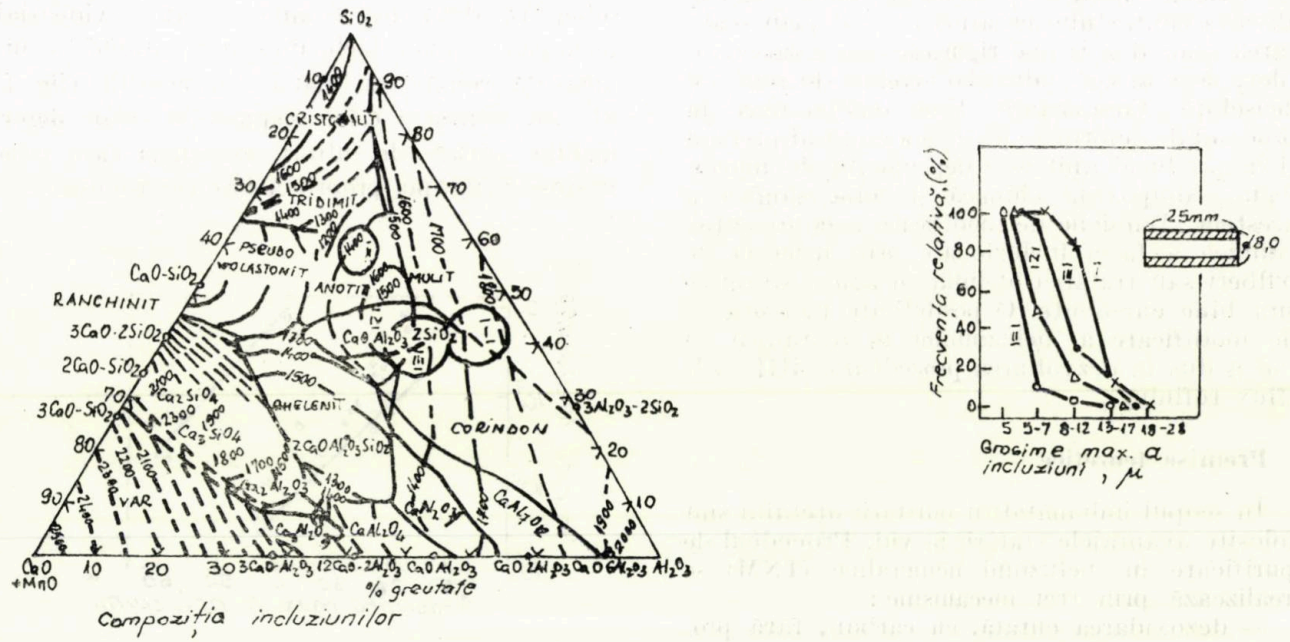


Fig. 3. Compoziţia incluziunilor şi relaţia dintre grosimea incluziunilor şi natura acestora

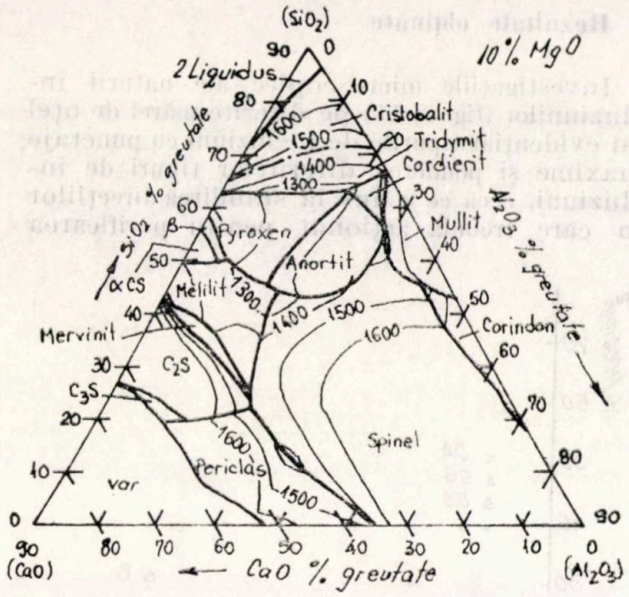


Fig. 4. Diagrama de stare $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ cu 10% MgO

Atingerea ambelor obiective devine posibilă, chiar în condițiile unor concentrații ridicate de siliciu în oțel, dacă :

— aluminiul este îndepărtat din oțel la temperaturi superioare celor de precipitare a fazelor incluzionare cu conținut ridicat de aluminiu și MgO (cu temperaturi de cca 1 600°C) prin reacții chimice care nu majorează nivelul de oxidare a oțelului și mențin o valoare de echilibru scăzută pentru oxigen;

— preluarea MgO se realizează cu viteză mică, fapt care nu va contribui la creșteri însemnate ale acestuia, pînă la turnare, în faza incluzionară în forn are.

Metoda experimentală

S-au făcut experimentări de tratare în vid pe o instalație de tratare în porții cu și fără zgură, pe mai multe mărci de oțeluri carbon și aliate cu siliciu, în mai multe variante tehnologice (tab. 1) :

— tratare în vid după dezoxidare și aliere completă, procesul constînd dintr-o purificare prin flotare datorată în special agitării mecanice a băii (șarjele B și G);

— tratare în vid a oțelului nedezoxidat cu aluminiu, urmată de adaos de aluminiu;

— la sfîrșitul tratamentului (șarja B);

— în timpul tratamentului (șarja C);

— tratare în vid a oțelului aliat complet (cu FeSi avînd conținuturi de aluminiu și titan scăzute) și adaos de componente zgurifiante (șarja H) sau zgure pretopite, șarja I.

În acest sens, a fost aleasă ca soluție tratarea oțelului cu zgure cu compoziții chimice adecvate scopului propus, care, prin adaos în interiorul recipientului de tratament în vid al oțelului, duc la durate de tratament care nu depășesc 15 minute (creșteri reduse ale concentrației de MgO în zgura de lucru și deci transfer minim în fază incluzionară din oțel), la realizarea simultană a unor conținuturi finale de aluminiu sub cca 30 ppm și a unor conținuturi finale de oxigen sub cca 30 ppm.

Zgurele alese au caracter acid, cu un nivel al bazicității de 0,5 — 0,7. Ele au fost elaborate în cuptoare de flux de sudură, conținutul de FeO fiind sub 0,8 %, iar conținutul de MgO limitîndu-se la cca 5%.

Echilibrul reacției :

$$\frac{3}{4}(SiO_2) + [Al] \rightarrow 1/2\,(Al_2O_3) + \frac{3}{4}[Si] \quad (1)$$

cu $\lg K = \dfrac{a^{1/2}_{Al_2O_3} \cdot a^{3/4}_{Si}}{a^{3/4}_{SiO_2} \cdot a_{Al}}$ este deplasat spre stînga (din cauza parametrului de interacțiune mare) o dată cu creșterea concentrației siliciului și este dependent de mărimea raportului activităților SiO_2 și Al_2O_3 în zgură (fig. 5 și 6) [7]. Sînt de dorit valori mari ale activității SiO_2 și valori reduse ale activității Al_2O_3.

Shiwaku [4] arată că la valori ușor negative ale $\lg \dfrac{a^{1/2}_{Al_2O_3}}{a^{3/4}_{SiO}}$ (valori de cca 0,1) se realizează un nivel de oxidare acceptabil al aluminiului (aluminiu în echilibru ~ 20 ppm, iar oxigenul ~ 15 ppm) și o fază incluzionară cu proprietăți adecvate. Figurile 7 [1] și 8[6] subliniază dependența volumului de fază incluzionară și a formei incluziunilor care se realizează în condițiile tratării oțelului cu un flux adecvat acestui scop.

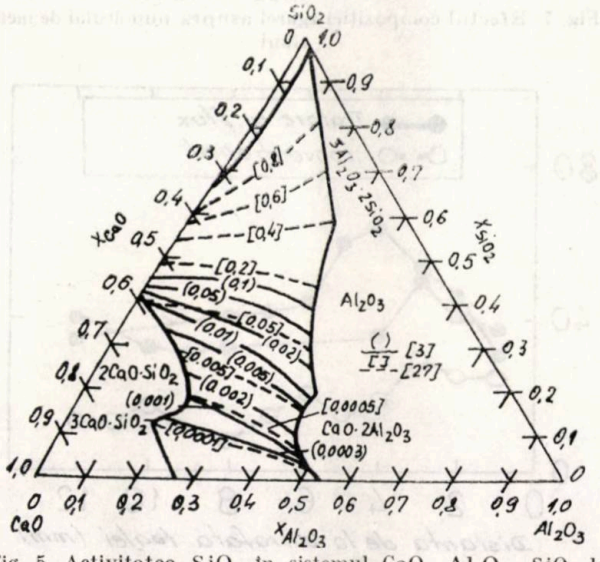


Fig. 5. Activitatea SiO_2 în sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ la 1600°C

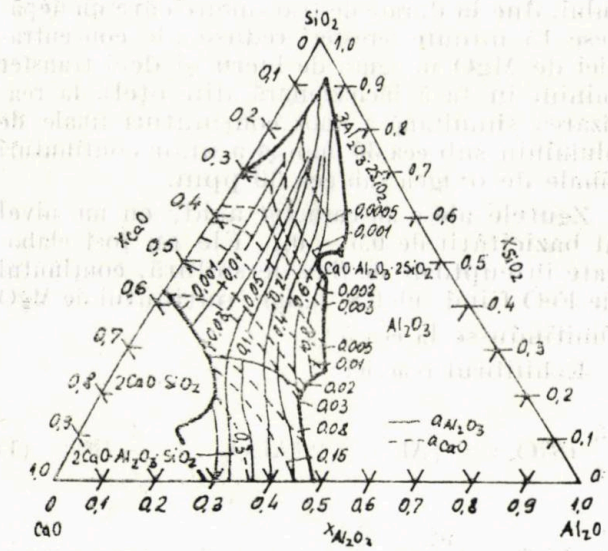


Fig. 6. Activitatea CaO și Al_2O_3 în sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ la 1600°C

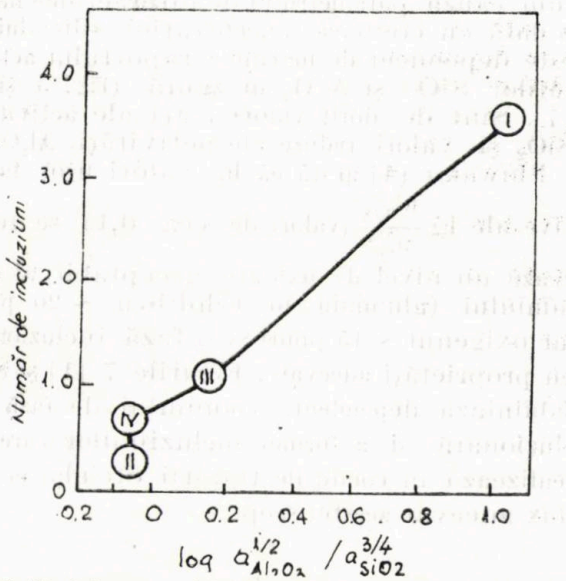


Fig. 7. Efectul compoziției zgurei asupra numărului de incluziuni

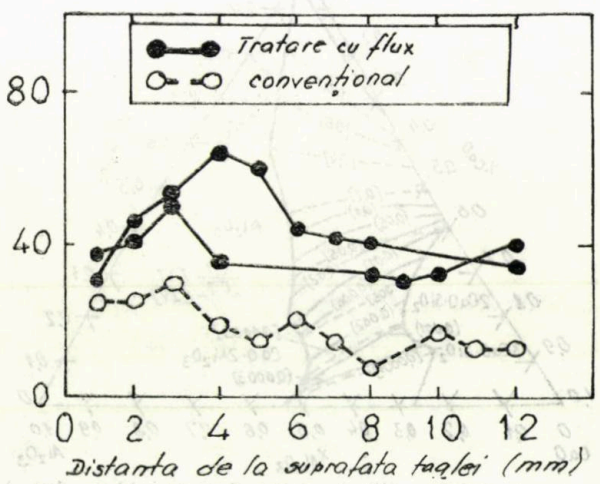


Fig. 8. Schimbarea deformabilității incluziunilor

Rezultate obținute

Investigațiile microscopice ale naturii incluziunilor (fig. 9, 11) pe diferite mărci de oțel au evidențiat tipurile de incluziuni cu punctaje maxime și ponderea diferitelor tipuri de incluziuni, ceea ce a dus la stabilirea direcțiilor în care trebuia acționat pentru purificarea

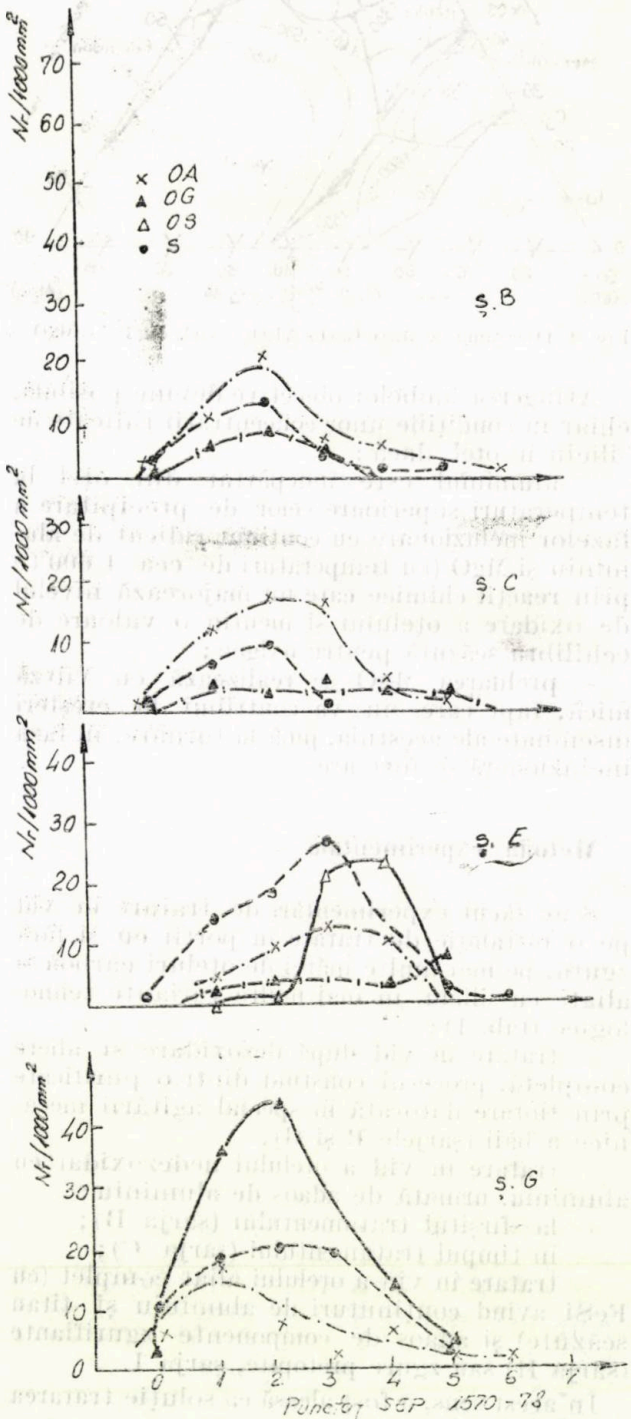


Fig. 9. Caracterizarea purității pe tipuri de incuziuni (țaglă ⌀ 80 mm) conf. SEP 1570–78 pe oțeluri carbon (șarjele B, C, E) și oțel aliat cu Si (șarja G) elaborate prin CE + DH

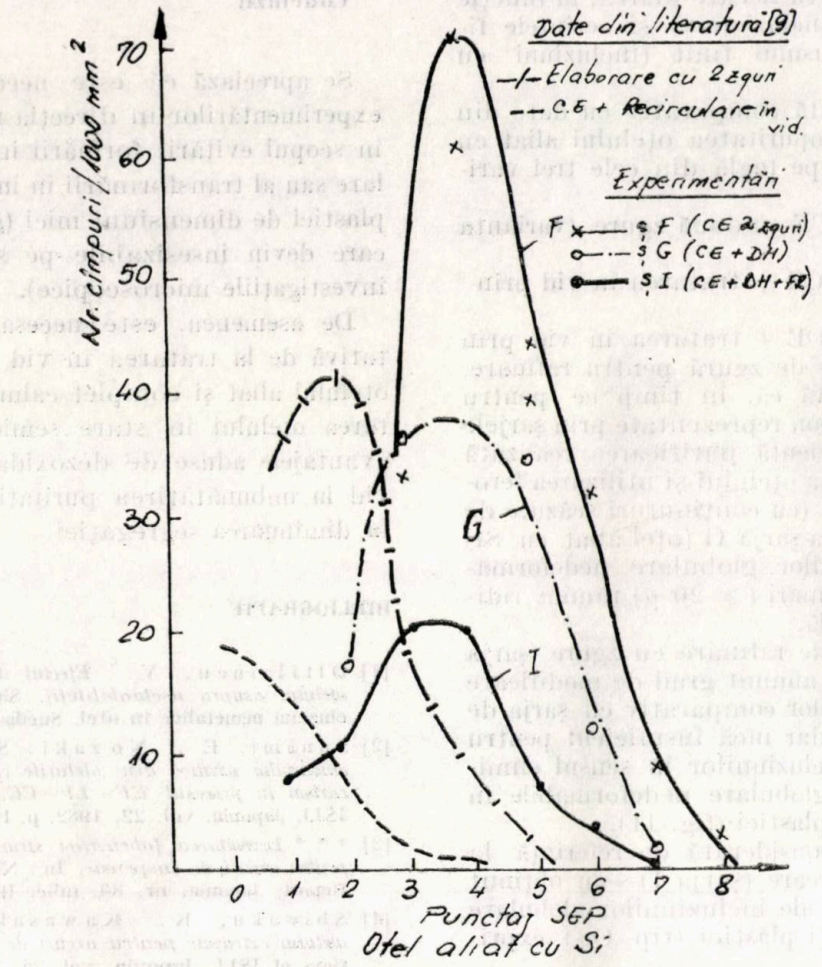


Fig. 10. Comparația purității incluzionare oxidice globale obținute la experimentări pe un oțel aliat cu Si, în diferite variante de elaborare

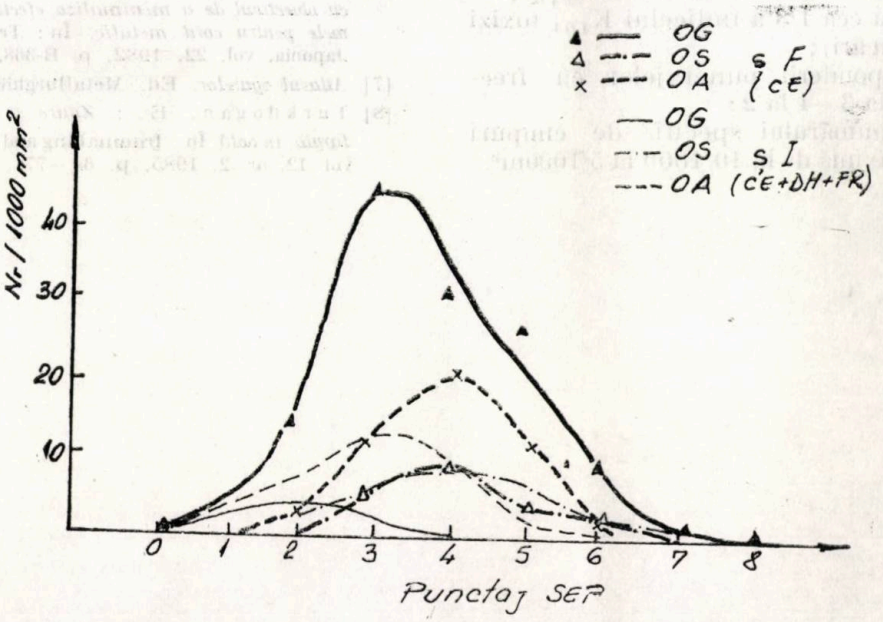


Fig. 11. Modificarea punctajului de incluziuni oxidice prin tratarea cu zgure în varianta CE + DH — FR (șarja I) față de sursa de referință (șarja 7)

aleasă adecvat pentru fiecare marcă, în funcţie de caracterizarea incluzionară şi cerinţele finale impuse produsului finit (incluziuni cu $Ø \leqslant 20\mu$).

Figura 10 prezintă comparativ cu date din literatură [9] micropuritatea oţelului aliat cu siliciu, investigată pe ţaglă din cele trei variante :

— elaborarea în CE cu două zgure (varianta de referinţă) ;

— elaborarea în CE + tratarea în vid prin recirculare ;

— elaborarea în CE + tratarea în vid prin recirculare şi adaos de zgură pentru rafinare.

Astfel, se constată că, în timp ce pentru mărcile de oţel carbon reprezentate prin şarjele B, C, E a fost suficientă purificarea realizată prin tratarea în vid a oţelului şi utilizarea ferosiliciului selecţionat (cu conţinuturi scăzute de titan şi aluminiu), la şarja G (oţel aliat cu Si) ponderea incluziunilor globulare nedeformabile de dimensiuni mari ($\geqslant 20\ \mu$) rămîne ridicată şi neacceptabilă.

Prima încercare de rafinare cu zgure (şarja H) s-a soldat cu un anumit grad de modificare a naturii incluziunilor comparativ cu şarja de referinţă (şarja F) dar încă insuficient pentru controlul asupra incluziunilor în sensul eliminării incluziunilor globulare nedeformabile în favoarea silicaţilor plastici (fig. 11).

Faţă de şarja considerată de referinţă la cea de-a doua încercare (şarja I) s-au obţinut modificări evidente ale incluziunilor globulare tip OG către silicaţi plastici (tip OS) exprimate prin :

— scăderea la zero a indicelui $K_{4\,OG}$ (de la ~200) ;

— creşterea la dublu a indicelui $K_{4\,OS}$;

— scăderea la cca 1/3 a indicelui $K_{4\,OA}$ (oxizi de aluminiu lineari) ;

— scăderea ponderii punctajelor cu frecvenţa mare de la 3—4 la 2 ;

— scăderea numărului specific de cîmpuri cu frecvenţă maximă de la 40/1000 la 5/1000m².

Concluzii

Se apreciază că este necesară continuarea experimentărilor în direcţia rafinării cu zgure, în scopul evitării formării incluziunilor globulare sau al transformării în întregime în silicaţi plastici de dimensiuni mici (grosimi şi lungimi care devin insesizabile pe sîrmă laminată la investigaţiile microscopice).

De asemenea, este necesară trecerea calitativă de la tratarea în vid prin recircularea oţelului aliat şi complet calmat (mort) la tratarea oţelului în stare semicalmată cu toate avantajele aduse de dezoxidarea cu carbon în vid la îmbunătăţirea purităţii incluzionare şi la diminuarea segregaţiei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Oltilaineu, V. *Efectul tratării cu calciu al oţelului asupra aşchiabilităţii.* Simpozionul pentru incluziuni nemetalice în oţel. Suedia, aprilie, 1981. 27—29.

[2] Sunami, E., Nozaki, S. *Comportarea incluziunilor oxidice din oţelurile cu conţinut ridicat de carbon în procesul EF—LF—CC.* În : Transactions of ISIJ, Japonia, vol. 22, 1982, p. B-367.

[3] * * * *Dezvoltarea fabricaţiei sîrmelor de înaltă calitate pentru arcuri de suspensie.* În : Nippon Steel Technical Report, Japonia, nr. 30, iulie, 1986, p. 28—34.

[4] Shiwaku, K. Kawasak, S. *Fabricarea oţelului extrapur pentru arcuri de supapă.* În : Transactions of ISIJ, Japonia, vol. 26, 1986, p. B-203.

[5] * * * *Dezvoltarea unor produse noi la Kobe Steel.* În : Kobe Steel Technical Report, Japonia, p. 120—121.

[6] Shioho, Y., Окано, S. : *Tratamentul cu flux cu obiectivul de a minimaliza efectul incluziunilor în sîrmele pentru cord metalic.* În : Transactions of ISIJ, Japonia, vol. 22, 1982, p. B-368.

[7] *Atlasul zgurelor.* Ed. Metallurghiia, Moscova, 1985.

[8] Turkdogan, E. : *Zgure şi fluxuri pentru metalurgia în oală.* În : Ironmaking and Steelmaking, Anglia, vol. 12, nr. 2, 1985, p. 64—77.

Dr. ing. G. Pârvu, ing. V. Miron,
ing. C. Winckelbauer ICEM
și ing. T. Niță C.O.S.Tîrgoviște

Tendințe noi în fabricarea benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați pentru transformatoare electrice *(Sinteză I)*

CZ : 621.785 ; 669.14.018.583

Fabricația benzilor din oțel aliat cu siliciu pentru construcția miezurilor transformatoarelor electrice a început în anul 1910 prin laminarea în foi la cald a oțelurilor cu pînă la 4% siliciu. Obținerea unor pierderi magnetice relativ scăzute se realiza numai pe seama alierii cu siliciu și a micșorării grosimii. În anul 1934, Norman P. Goss [1] descoperă procedeul de obținere a benzii laminate la rece avînd cristalele orientate cu direcția de magnetizare ușoară [100] paralelă cu direcția de laminare. Se realizează astfel un salt al proprietăților magnetice după direcția de laminare. Procedeul este industrializat după eforturi susținute de firma ARMCO, realizîndu-se o scădere a pierderilor magnetice P_{w15} de la 2,25 W/kg la 1,10 W/kg (fig. 1). În perioada următoare,

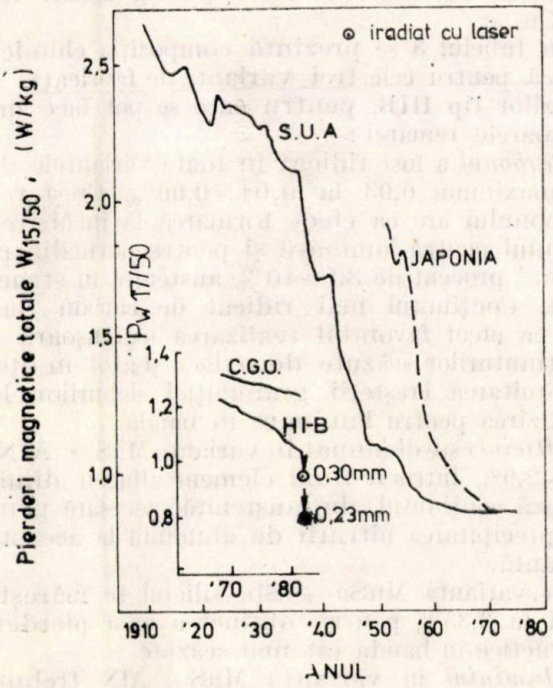


Fig. 1. Evoluția calității benzilor din oțel silicios pentru transformatoare electrice

pînă în anul 1965, nu s-au mai făcut progrese considerabile în privința principiului de fabricație a benzilor din oțel silicos cu grăunți orientați, în schimb tehnologia a fost optimizată permanent, în special prin introducerea liniilor continue de mare productivitate pentru tratamente termice. În anul 1965, cercetătorii de la firma Nippon Steel Co. [2] brevetează un nou procedeu de realizare a benzilor din oțel silicios cu un grad înalt de orientare a grăunților, unghiul mediu de deviație a direcției [100] față de direcția de laminare scăzînd de la 7° la 3°. Se obține astfel o reducere a pierderilor magnetice cu 20% și se depășește pragul de 1900 Tesla al inducției în cîmp magnetic de 800 A/m^2.

Intensificarea texturii la noul procedeu se realizează în principal prin folosirea unui inhibitor mai puternic de recristalizare secundară, și anume MnS + AlN față de MnS în procedeul Goss și laminarea la rece cu grad mare de reducere (85%) fără recoacere intermediară. Benzile realizate sînt cunoscute sub denumirea HIB și reprezintă în prezent circa 25% din totalul producției industriale de benzi din oțel silicios pentru miezurile transformatoarelor electrice. În continuare, se va face o trecere în revistă a direcțiilor actuale de îmbunătățire a calității benzilor din oțel silicios cu grăunți orientați.

Elaborarea oțelului

Progresele făcute în elaborarea oțelului silicios au urmărit creșterea purității oțelului și realizarea compoziției chimice în limite cît mai strînse în jurul valorilor optime. Mijloacele prin care s-au realizat aceste progrese au fost următoarele :

— Utilizarea de materii prime de înaltă puritate, în special ferosiliciu și oxigen. În prezent se folosește ferosiliciu rafinat, fabricat din cuarțită de puritate ridicată (tab. 1).

Tabelul 1

Compoziția chimică a ferosiliciului, % [3]

Si	Al max.	Ca max.	Mn max.	Ti max.	C max.	S max.	P max.	B max.	Zr max.
75—78	0,10	0,10	0,30	0,10	0,05	0,02	0,02	550 ppm	0,005

Oxigenul utilizat la elaborarea oţelului în convertizor se obţine în fabrici de înalte performanţe, cu puritate 99,99% [5], evitîndu-se impurificarea oţelului cu azot.

— Modernizarea convertizoarelor prin aplicarea procedeului de insuflare combinată. Se realizează o decarburare avansată fără creşterea exagerată a conţinutului de oxigen în oţel.

— Degazarea oţelului în instalaţii de tip RH, DH, VAD.

— Utilizarea de echipamente precise pentru cîntărirea oţelului şi materialelor de adaos; utilizarea de aparatură rapidă şi exactă pentru controlul compoziţiei chimice.

În figura 2 se prezintă influenţa diferitelor metode de elaborare şi tratare a oţelului silicios asupra proprietăţilor magnetice ale benzii finale.

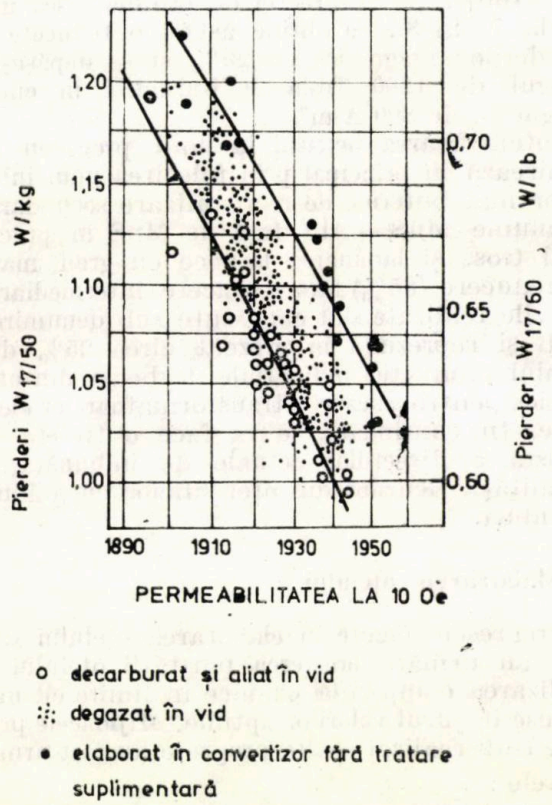


Fig. 2. Influenţa metodei de elaborare a oţelului asupra proprietăţilor magnetice

Compoziţia chimică

Oţeluri de calitate convenţională. În cazul oţelului silicios pentru benzi cu grăunţi orientaţi de calitate convenţională, compoziţia chimică nu a cunoscut modificări esenţiale, ecartul de variaţie al conţinutului diferitelor elemente optimizîndu-se prin prelucrări statistice repetate în funcţie de particularităţile tehnologice ale fiecărui flux de fabricaţie. Se remarcă însă o scădere avansată a elementelor impurificatoare: oxigen, azot, titan, ca urmare a metodelor moderne de elaborare a oţelului şi a purităţii ferosiliciului utilizat. Valorile considerate optime în prezent ale compoziţiei chimice pentru oţelul silicios de calitate convenţională sînt prezentate în tabelul 2.

Oţeluri HIB

Particularitatea de bază a compoziţiei chimice a oţelurilor silicioase pentru benzi HIB o constituie prezenţa elementelor formatoare ale unui inhibitor suplimentar de recristalizare în afară de MnS.

În prezent, în lume se practică trei variante tehnologice principale de fabricaţie a benzilor HIB, care diferă în special după inhibitorul folosit pentru recristalizarea secundară, şi anume:

— varianta Nippon Steel cu inhibitor MnS + AlN; această variantă a fost preluată de majoritatea producătorilor din Europa şi America;

— varianta Kawasaki Steel cu inhibitor MnSe + Sb;

— varianta Allegheny — Ludlum (General Electric) cu inhibitor MnS + B şi uneori Sn şi Cu.

În tabelul 3 se prezintă compoziţia chimică tipică pentru cele trei variante de fabricaţie a benzilor tip HIB, pentru care se pot face următoarele remarci:

Carbonul a fost ridicat în toate variantele de la maximum 0,03 la 0,04—0,06%. Creşterea carbonului are ca efect formarea la încălzirea oţelului pentru laminare şi pentru normalizare a unui procent de 30—40% austenită în structură. Conţinutul mai ridicat de carbon mai are ca efect favorabil realizarea mai uşoară a conţinuturilor scăzute de oxigen şi azot în oţel şi limitarea creşterii granulaţiei sleburilor la încălzirea pentru laminare în bandă.

Siliciul este diminuat în varianta MnS + AlN, la ~2,9% întrucît fiind element alfagen diminuează conţinutul de austenită necesară pentru precipitarea nitrurii de aluminiu la această variantă.

În varianta MnSe + Sb, siliciul se măreşte pînă la 3,35% pentru obţinerea unor pierderi magnetice în bandă cît mai scăzute.

Aluminiul în varianta MnS + AlN trebuie realizat într-un interval foarte strîns (0,02—0,04%), ceea ce pune probleme deosebite elaborării oţelului în această variantă.

Azotul trebuie riguros controlat, ca şi aluminiul, fiind de maximum 30 ppm în varianta MnSe + Sb şi de 60—80 ppm în varianta MnS + AlN. Pentru controlul conţinutului de azot se acordă o atenţie deosebită protecţiei jetului la turnarea continuă. În cazul elaborării oţelului în convertizor cu insuflare combinată cel mai uşor se realizează controlul conţinuturilor ridicate de

Tabelul 2

Compoziția chimică optimă a oțelului silicios de calitate convențională [4]

Varianta de laminare a benzii	Conținutul în elemente, %							
	C	Si	Mn	S	Al	Ti	O_2	N_2
Laminoare discontinue tip Steckel	0,026–0,032	2,95–3,20	0,060–0,080	0,027–0,033	max. 0,008	max. 0,003	20–40 ppm	max. 40 ppm
Laminoare continue	0,025–0,031	3,05–3,25	0,065–0,085	0,025–0,029	max. 0,003			max. 60 ppm

Tabelul 3

Compoziția chimică tipică a oțelului pentru benzi HIB

Varianta	Conținutul în elemente, %								
	C	Si	Mn	S	Al	N_2	Ale elemente		
Nippon Steel	0,04–0,07	2,80–3,00	0,08–0,10	0,028–0,032	0,02–0,04	0,006–0,008	–	–	–
Kawasaki Steel	0,04–0,06	3,20–3,35	0,06–0,08	max. 0,006	–	max. 0,003	Se	Sb	Mo
							0,02–0,03	0,02–0,03	0,010–0,020
Allegheny-Ludlum	0,025–0,040	3,00–3,25	0,03–0,04	0,015–0,025	max. 0,005	0,003–0,006	B	Sn	Cu
							0,0005–0,0025	0,02–0,04	0,3–0,5

azot datorită posibilității insuflării de azot în ultima parte a procesului de elaborare pentru corectarea conținutului. În cazul elaborării oțelului în cuptor electric apar probleme suplimentare la controlul conținutului de azot.

Turnarea oțelului

În prezent, principalii producători de oțel silicios cu grăunți orientați au trecut la turnarea continuă a sleburilor, indiferent de varianta tehnologică utilizată. Trecerea la turnarea continuă a sleburilor a ridicat probleme deosebite datorită crăpăturilor marginale exagerate apărute pe banda laminată la cald și a proprietăților magnetice neuniforme obținute în banda finală ca urmare a apariției unor zone de recristalizare secundară incompletă. Cercetările efectuate [5] au evidențiat că la încălzirea sleburilor turnate continuu pentru relaminare în bandă are loc o creștere exagerată a granulației pînă la 30–70 mm față de 5–10 mm pe sleburile provenite din lingou.

Dimensiunile exagerate ale grăunților din sleburile turnate continuu, apărute în urma încălzirii la 1 400°C, duc la o plasticitate scăzută în timpul laminării la cald și la apariția unor zone nerecristalizate în bandă pe tot fluxul tehnologic. În vederea eliminării acestui inconvenient au fost imaginate inițial mai multe procedee, dintre care se amintesc :

— prelaminarea sleburilor cu grad de reducere de 20–30% înainte de încălzirea pentru laminarea propriu-zisă în bandă. Încălzirea pentru prelaminare se face la temperaturi scăzute (1 050–1 150°C) în vederea evitării creșterii exagerate a grăunților. Se obține după prelaminare o structură similară cu cea a sleburilor provenite din lingou care nu mai crește exagerat la încălzirea pentru laminare în bandă. Acest procedeu a fost industrializat de firma ARMCO [5] și aplicat cu succes de mai mulți producători.

Laminarea sleburilor în cajele degrosisoare cu cilindri neparaleli sau (și) cu viteze inegale în vederea fragmentării grăunților mari apăruți la încălzire [6]. Nu se cunoaște dacă acest procedeu s-a industrializat, deși au apărut brevete despre caje de laminare cu cilindri neparaleli, în Japonia. Cercetări recente [7] au explicat cauza creșterii exagerate a grăunților la încălzirea sleburilor turnate continuu pe seama existenței unor tensiuni mari de solidificare în cristalele sleburilor. Conform diagramei de fază din figura 3, la încălzirea unui sleb cu structură de turnare, avînd 0,03% carbon în punctul 1 (aproximativ 900°C), o parte din cristalele tensionate de ferită se transformă în cristale de austenită complet lipsite de tensiuni, care, în punctul 2 (1 150°C), se transformă din nou în cristale de ferită detensionate și care, la încălzirea ulterioară la 1 400°C, cresc exagerat, consumînd cristale inițiale de ferită tensionată. Explicația aceasta s-a confimat prin faptul că la conținuturi de carbon în oțel sub 0,02%, cînd nu mai apare transformarea par-

țială în austenită, grăunții sleburilor nu mai cresc exagerat la încălzire. Pe baza acestor cercetări se poate explica și varianta tehnologică de încărcare caldă, de la temperatura de turnare continuă a sleburilor în cuptoarele de reîncălzire pentru laminare. În acest fel, se evită o parte din transformările de fază la răcire și reîncălzirea sleburilor și nu mai apare creșterea exagerată a grăunților.

Controlul temperaturii de încălzire a sleburilor pentru laminare se face cu mare precizie, comanda încălzirii fiind realizată pe calculator cu afișarea diagramei de încălzire pe ecranul unui terminal TV.

În timpul laminării la cald, pentru obținerea unei distribuții optime în bandă a particulelor inhibitoare de MnS este foarte importantă menținerea unei temperaturi uniforme în secțiunea

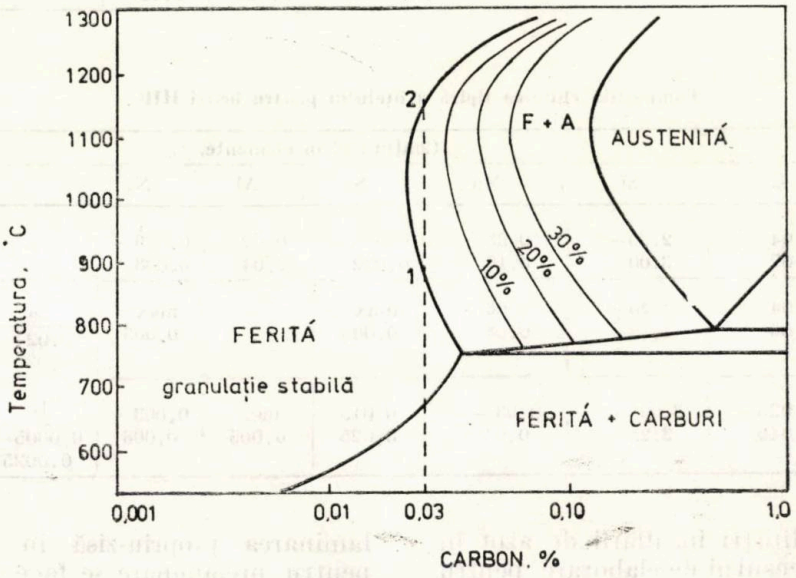


Fig. 3. Diagrama de fază a oțelului Fe—3%Si în funcție de conținutul de carbon

Trebuie reținut faptul că instalațiile moderne de turnare continuă a oțelului silicios cu grăunți orientați sînt prevăzute cu agitare electromagnetică care duce la formarea unei structuri de grăunți echiaxiali în sleb cu tendință mai redusă de creștere la reîncălzire. Conținutul mai ridicat de carbon în oțel (peste 0,05%) este, de asemenea, favorabil diminuării creșterii granulației sleburilor la reîncălzire.

Încălzirea pentru laminare și laminarea benzii la cald

Parametrii de încălzire și de laminare a benzii la cald nu s-au modificat principial față de cei aplicați pînă în prezent, deosebirile existente fiind datorate modernizărilor utilajelor, și anume cuptoarele cu propulsie de încălzire pentru laminare au fost înlocuite cu cuptoare cu vatră pășitoare care permit obținerea unei suprafețe mult mai bune a benzii laminate la cald întrucît se elimină urmele imprimate pe sleb de împingerea în cuptor. Acest tip de cuptoare sînt greu de realizat pentru temperaturile ridicate de încălzire a oțelului silicios cu grăunți orientați.

semilaminatului între cajele degrosisoare și intrarea în trenul finisor. Pentru realizarea acestui obiectiv, soluția de acoperire a benzii cu ecrane antiradiante este foarte eficientă.

Textura benzii laminate la cald

Rezultatele celor mai recente cercetări au evidențiat faptul că laminarea propriu-zisă în trenul finisor este foarte importantă pentru formarea texturii în banda finală, întrucît textura Goss se formează pentru prima dată în banda laminată la cald și se păstrează apoi sub formă de germeni de textură prin efectul de „memoria texturii" pînă în faza finală de fabricație la recoacerea de recristalizare secundadră cînd textura se dezvoltă în tot volumul benzii. Lipsa texturii în banda laminată la cald nu mai poate fi compensată în fazele ulterioare de fabricație.

Cercetări recente au fost axate pe evidențierea factorilor tehnologici care pot duce la intensificarea texturii în banda laminată la cald. Concluzia generală a acestor cercetări este că textura Goss în banda laminată la cald este cu atît mai intensă cu cît banda suferă o deformare prin forfecare mai puternică în timpul laminării la cald, iar grăunții astfel deformați nu recristalizează total, rămînînd în stare poligonizată. În continuare, se va prezenta detaliat influența

unor factori asupra texturii benzii laminate la cald apreciind că în viitor tehnologiile de laminare la cald și de normalizare vor fi concepute ținînd seamă de aceste aspecte.

Influența molibdenului asupra texturii benzii laminate la cald

Molibdenul, ca și niobiul, este cunoscut ca element care frînează recristalizarea feritei deformate. Experimentări efectuate în laboratoarele firmei Kawasaki Steel [7] au evidențiat că adaosul de 0,01—0,02% Mo în oțelul silicios cu grăunți orientați are ca efect reducerea pierderilor magnetice, ceea ce a dus la brevetarea unei noi mărci de oțel silicios cu grăunți orientați cu adaos de molibden.

Analiza structurii benzii laminate la cald din oțel cu adaos de molibden a arătat că în apropierea suprafeței benzii, la circa 1/10 din grosime, grăunții sînt mai puțin recristalizați decît în benzile din oțel fără molibden. Determinările de textură indică faptul că grăunții mari, alungiți, incomplet recristalizați (poligonizați) din această zonă au textura Goss și cantitatea acestor grăunți cu textura (110) [100] este de trei ori mai mare în benzile din oțel cu molibden decît în cele care nu conțin molibden (fig. 4). Pe baza acestor rezultate se apreciază că existența unui procent mai mare de grăunți cu textură Goss în banda laminată la cald conținînd molibden are ca efect formarea unui număr mai mare de grăunți Goss recristalizați secundar, care au dimensiuni mai mici și în consecință pierderi magnetice mai scăzute.

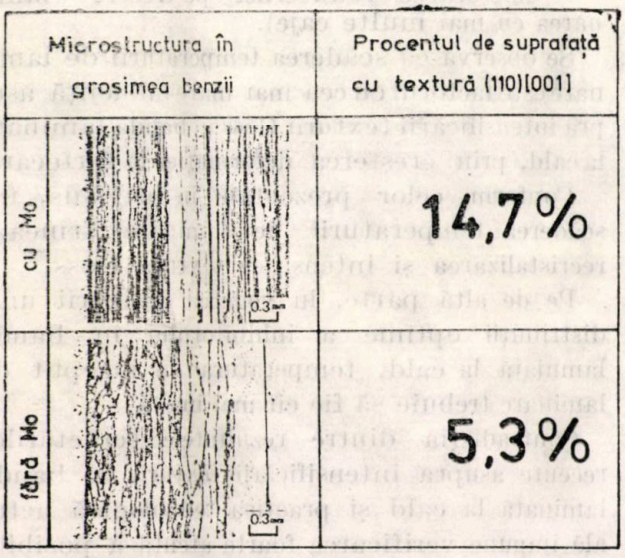


Fig. 4. Influența molibdenului asupra texturii benzii laminate la cald

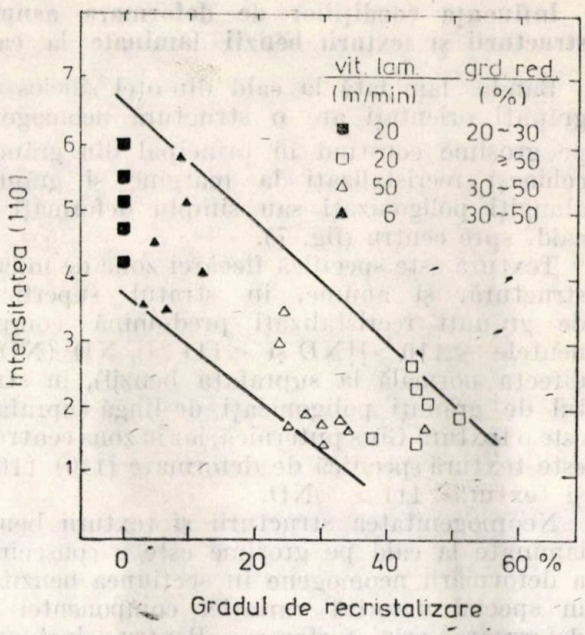


Fig. 5. Relația între intensitatea planelor (110) și fracția de grăunți recristalizați în secțiunea benzii laminate la cald

Influența condițiilor de răcire după laminare asupra texturii benzii laminate la cald

Textura Goss în banda laminată la cald se formează în grăunți recristalizați aflați la circa 20—25% față de suprafață [8], [11]. Experimentările de laborator au evidențiat faptul că intensitatea texturii (110) este cu atît mai mare cu cît procentul de grăunți nerecristalizați este mai mare (fig. 5), [11].

Aceste rezultate au dus la concluzia că pentru obținerea unei intensități mai puternice a texturii Goss în banda laminată la cald este necesar ca banda să fie răcită cu apă imediat ce se termină laminarea, păstrîndu-se astfel un procent mai mare de grăunți nerecristalizați.

Rezultatele experimentale obținute de mai mulți cercetători [10], [11] confirmă creșterea intensității texturii (110) cu cît timpul la care începe răcirea cu apă a benzii după laminare este mai scurt (fig. 6).

O primă analiză a acestor cercetări duce la concluzia că pentru obținerea unei benzi finale mai puternic texturate sînt necesare o răcire foarte rapidă a benzii imediat după sfîrșitul laminării la cald și evitarea recristalizării prin tratamentul de normalizare.

Pe de altă parte este unanim recunoscut faptul că normalizarea benzii la temperaturi peste 950°C, deși completează recristalizarea, duce la îmbunătățirea texturii și a proprietăților magnetice ale benzii. Se impune astfel ca cercetările asupra benzii laminate la cald să fie extinse prin verificarea efectului acesteia asupra texturii și proprietăților finale la procesare cu și fără normalizare.

Influența condițiilor de deformare asupra structurii și texturii benzii laminate la cald

Banda laminată la cald din oțel silicios cu grăunți orientați are o structură neomogenă pe grosime constînd în principal din grăunți echiacși recristalizați la margine și grăunți alungiți poligonizați sau simplu deformați la cald, spre centru (fig. 7).

Textura este specifică fiecărei zone de microstructură, și anume, în stratul superficial de grăunți recristalizați predomină componentele $<110>||ND$ și $<111>||ND$ (ND= direcța normală la suprafața benzii), în stratul de grăunți poligonizați de lîngă suprafață este o textură Goss puternică, iar în zona centrală este textură specifică de deformare (110) [100] și textură $<111>||ND$.

Neomogenitatea structurii și texturii benzii laminate la cald pe grosime este o consecință a deformării neomogene în secțiunea benzii și în special datorită variației componentei de deformare prin forfecare. Pentru elucidarea acestui aspect au fost făcute studii de corelație a texturii cu intensitatea deformației prin forfecare la laminarea la cald. Studiile au fost realizate pe benzi cu structură pur feritică sau pur austenitică pentru a elimina variabilele introduse de o structură mixtă [12], [13]. În ambele cazuri, s-a evidențiat existența unui maxim de textură corelat cu valoarea maximă a deformației prin forfecare (fig. 7 și 8). În cazul

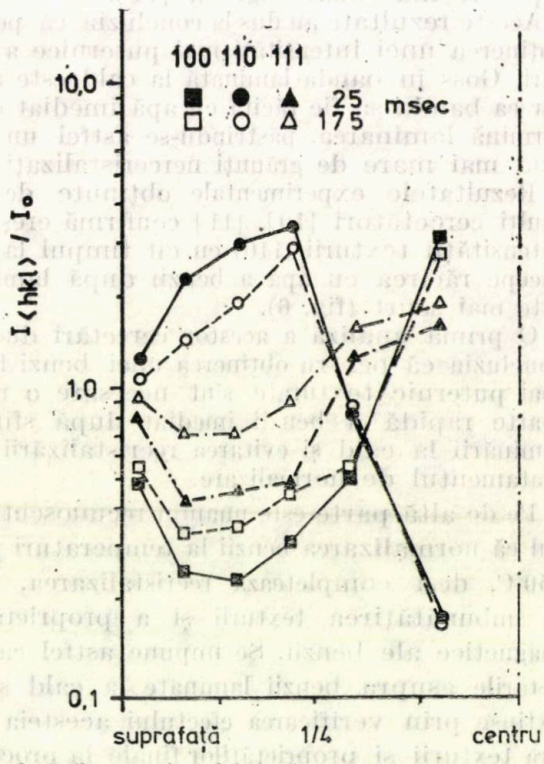


Fig. 6. Influența timpului după care începe răcirea benzii după laminarea la cald asupra texturii benzii laminate la cald

structurii feritice, textura în zona deformăr, prin forfecare este de tip Goss (110) [100] iar în cazul structurii austenitice textura este de tip $<111>||ND$. Prin recoacerea benzii laminate la cald (normalizare) cu recristalizarea completă a structurii, maximul de textură din zona deformării prin forfecare dispare la structura feritică și se păstrează la structura austenitică.

Rezultatele sistematizate ale acestor cercetări au dus la ideea determinării parametrilor de laminare la cald care pot intensifica deformația prin forfecare și în consecință cantitatea de textură Goss în banda laminată la cald.

Factorul principal care duce la deformarea prin forfecare a metalului este frecarea benzii cu cilindrii de lucru ai laminorului. Cu cît coeficientul de frecare este mai mare cu atît intensitatea texturii (110) în banda laminată la cald este mai mare (fig. 9) [11].

Conform relației lui Ekelund modificată pentru condițiile laminării la cald cu viteze ridicate, coeficientul de frecare la laminare are valoarea :

$$\mu = K - 0{,}005\,T - 0{,}56V \quad (T \geqslant 700^{\circ}C) \qquad (1)$$

unde :

T este temperatura de laminare, °C;

V(m/s) — viteza de laminare la cald, m/s;

K — constantă determinată de condițiile de laminare (K — proporțional cu reducerea pe trecere).

Față de cele prezentate se poate trage concluzia că pentru intensificarea texturii Goss în banda laminată la cald se poate acționa prin :

— scăderea temperaturii de laminare finisoare ;
— scăderea vitezei de laminare ;
— laminarea fără lubrifiere ;
— micșorarea reducerilor pe trecere (laminarea cu mai multe caje).

Se observă că scăderea temperaturii de laminare este factorul cu cea mai mare influență asupra intensificării texturii Goss în banda laminată la cald, prin creșterea deformației la forfecare.

Conform celor prezentate în mai sus, tot scăderea temperaturii de laminare frînează recristalizarea și intensifică textura Goss.

Pe de altă parte, în vederea obținerii unei distribuții optime a inhibitorului în banda lamniată la cald, temperatura de început de laminare trebuie să fie cît mai înaltă.

Contradicția dintre rezultatele cercetărilor recente asupra intensificării texturii în banda laminată la cald și practica tehnologică actuală impune verificarea foarte atentă a posibilităților de utilizare în fabricație a acestor cercetări.

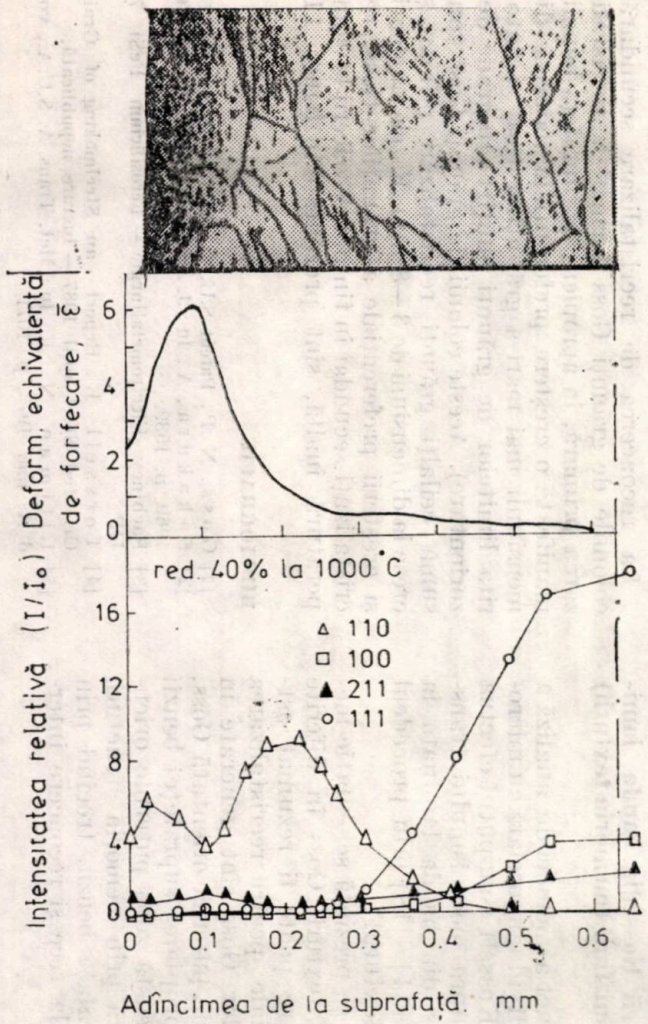


Fig. 7. Variaţia microstructurii şi a texturii cu intensitatea deformaţiei prin forfecare pe grosimea unei benzi laminate la cald din oţel pur feritic

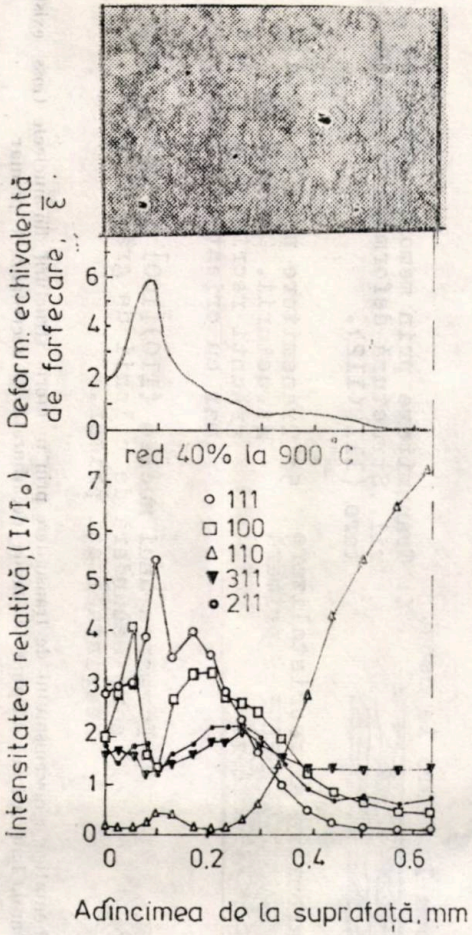


Fig. 8. Variaţia microstructurii şi a texturii cu intensitatea deformaţiei prin forfecare, pe grosimea unei benzi laminate la cald din oţel austenitic

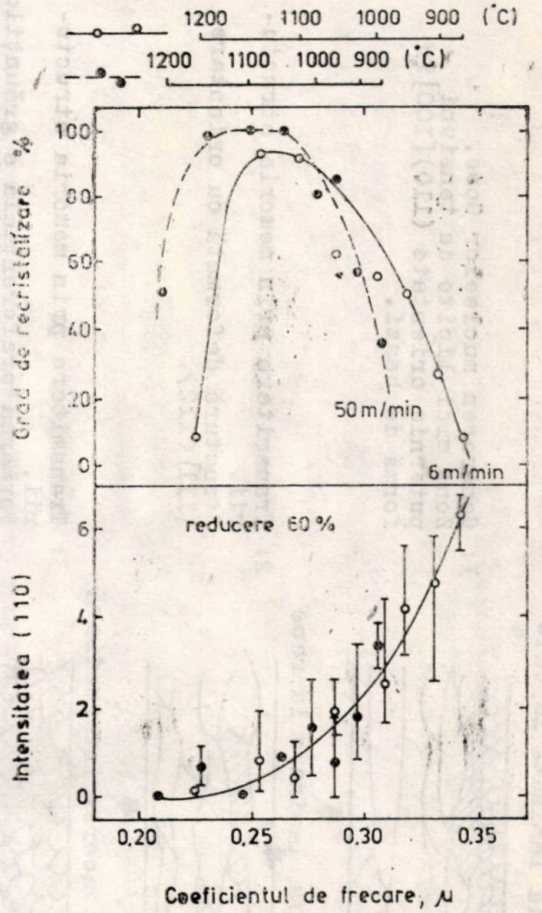


Fig. 9. Influenţa coeficientului de frecare la laminarea la cald asupra intensităţii texturii (110)

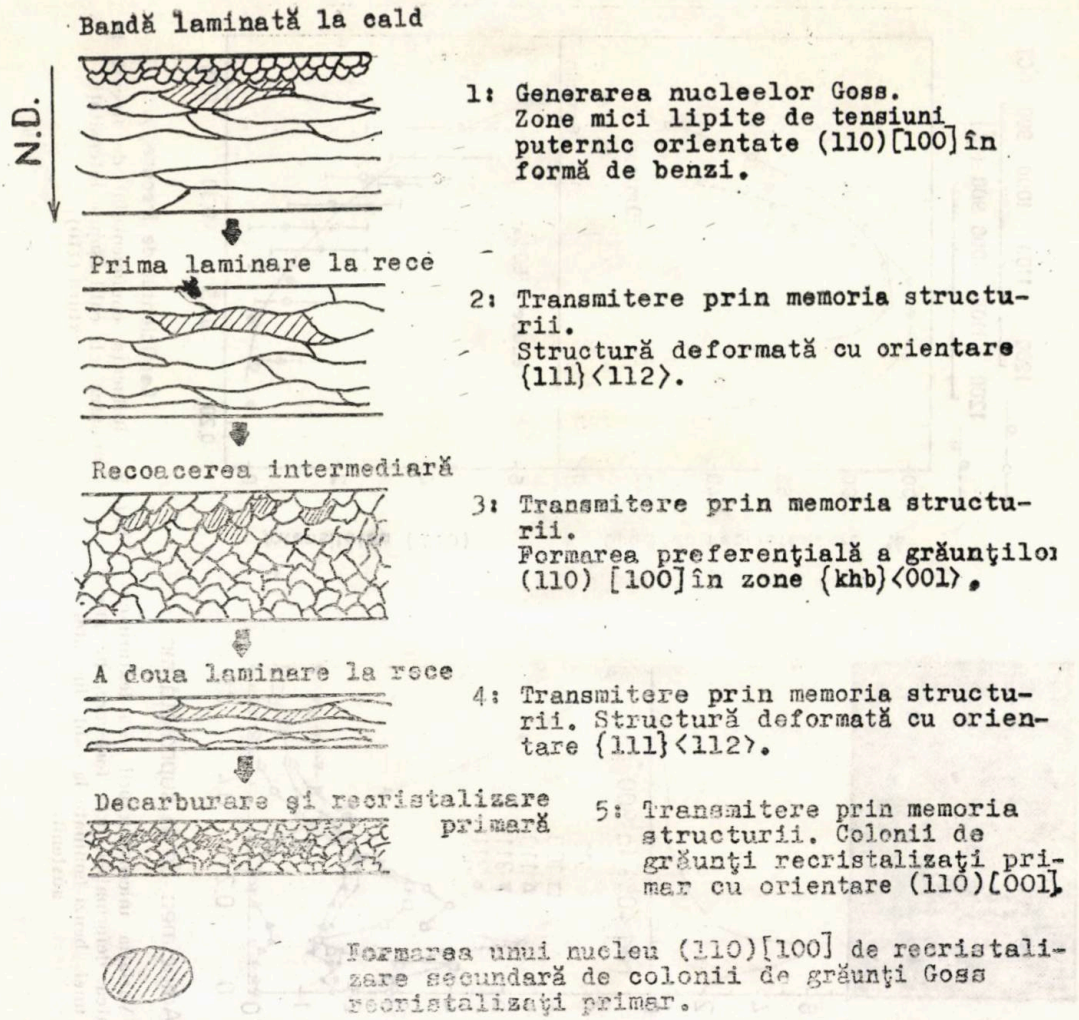


Fig. 10. Diagrama schematică a mecanismului de transmitere prin memoria structurii din nucleele Goss existente în banda laminată la cald pînă în banda decarburată și recristalizată primar

Transmiterea texturii Goss din banda laminată la cald în produsul finit (memoria texturii)

Prin punerea la punct a metodei de analiză a texturii grăunților individuali corelată cu microstructura (difracție Kossel) s-au putut efectua cercetări detaliate asupra mecanismului transmiterii texturii Goss din banda laminată la cald în banda finală [14]—[18] prin procedeul denumit „memoria texturii".

În figurile 10 și 11 se prezintă schematic mecanismul transmiterii texturii Goss în diferite etape tehnologice, care poate fi rezumat astfel : nucleele potențiale pentru recristalizarea secundară a grăunților Goss sînt generate în zona lipsită de tensiuni, puternic orientată Goss, care se găsește în apropierea suprafeței benzii laminate la cald. Această zonă puternic orientată Goss se păstrează prin memoria structurii în apropiere de suprafața benzii, trecînd prin stadiile de laminare la rece și recoacere intermediară (fig. 10).

La recoacerea de recristalizare secundară, coloniile de grăunți Goss formați la recristalizarea primară, în apropiere de suprafața benzii, manifestă o creștere preferențială datorită dimensiunii mai mari a grăunților Goss și datorită limitelor de grăunți subțiri (10 grade dezorientare). Aceste colonii de grăunți Goss consumă ceilalți grăunți recristalizați primar și cresc la dimensiuni de 3—8 mm. Fazele nucleerii și creșterii preferențiale a grăunților Goss, recristalizați secundar în timpul recoacerii la temperatură înaltă, sînt prezentate în figura 11.

BIBLIOGRAFIE

[1] Goss, N.P. Patent S.U.A., nr. 1 1934, p. 965, 559
[2] Sakakura, A. În: J. Appl. Phys. S.U.A., vol. 40, 1969, p. 1539.
[3] Pachiney Electrometallurgie — Ferosilicium FeSi 75 HP
[4] Torssell K. Report an Steelmaking of Grain Oriented Steel april 1987 — lucrare nepublicată.
[5] Littman, N. F În: Met. Trans. A, S.U.A., vol. 6 A, mai 1975, p. 1071

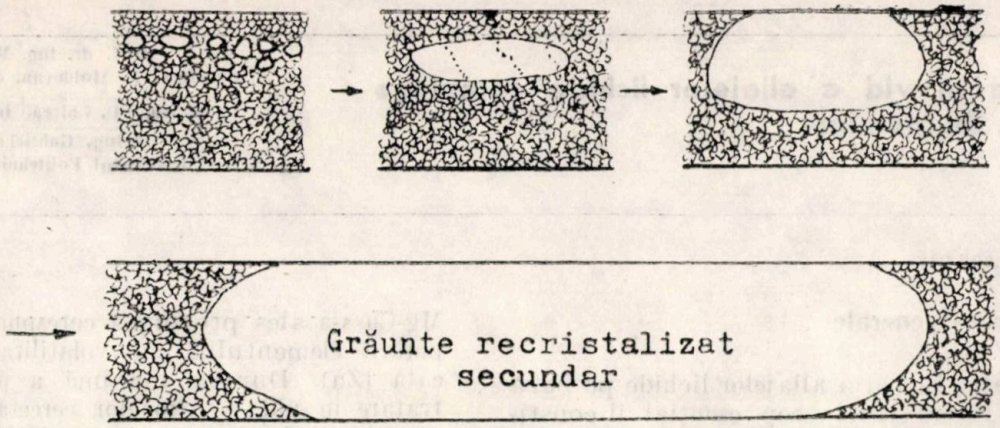


Fig. 11. Diagrama schematică de nucleere și creștere preferențială a grăunților Goss, recristalizați secundar în stadiile incipiente ale recristalizării secundare

[6] Brevet Franța nr. 8209822, 1982.
[7] Scheen J. W. În: Met. Trans, S.U.A., vol. 17 A, august 1986, p. 1335
[8] Inokuți, Y. Maeda, C. Ito. În: Transactions of I.S.I.J., Japonia vol. 25, 1985, p. 233–240..
[9] Mishra S., Därmann, C. Lücke, K. În: Met. Trans. A. S.U.A., vol. 17, 1986, p. 1301–1311.
[10] Matsuo, M. Sakai, T. Suga, Y. În: Met. Trans. A., S.U.A., vol. 17, 1986, p. 1313–1322.
[11] Shimizu, Y, Ito, Y. IIda, Y. În: Met. Trans. A., S.U.A., vol. 17, 1986 p. 1323–1333.
[12] Sakai, T. Saito, Y., Kato, K.: Raport în curs de publicare la Osaka University, Japonia
[13] Sakai, T. Saito, În: Transactions of I.S.I.J. Japonia, vol. 27, 1987, p. 520–525.
[14] Inokuti, Y., Maeda. C. Ito, Y. În: Transactions of I.S.I.J., Japonia vol. 23, 1983 p. 441–449.
[15] Inokuti, Y., Maeda. C. În: Transactions of I.S..I.J., Japonia, vol. 24, 1934, p. 655–661.
[16] Inokuti, Y., Maeda, C. Ito, În: Transactions of I.S.I.J., Japonia, vol. 27, 1987, p. 302–310.
[17] Inokuti, Y. Maeda, C, Ito, Y. În: Transactions of I.S.I.J., Japonia, vol. 27, 1987, p. 139–144.
[18] Inokuti, I. Ikeda, S. Ito Y. În: Transactions of I.S.I.J., Japonia, vol. 25, 1985, p 223–232.

REVISTA REVISTELOR

Metallurghiceskaia i gornorudnaia promî lenost, U.R.S.S., nr. 3, 1988

Influența temperaturii gazelor de furnal asupra rezistenței aparatelor de încărcat, p. 1 — Cauzele formării fisurilor în mantaua melanjorului de fontă, p. 3 — Modernizarea instalației conice cu supapă de încărcare cu repartizarea radială a încărcăturii, p. 6 — Influența elementelor alcaline asupra indicatorilor tehnico-economici ai elaborării în furnal, p. 8 — Studierea rezistenței corpului poros al cocsului pe banc de probă, p. 10 — Utilizarea concentratului de metal cu titan la turnarea oțelului, p. 12 — Creșterea scoaterii de metal bun ca urmare a utilizării unor amestecuri exoterme eficiente, p. 14 — Cercetarea influenței dimensiunilor sleburilor inițiale asupra formei tablelor groase în plan, p. 15 — Influența perioadei calendaristice a producției asupra proprietăților de rezistență ale tablei din oțel, p. 17 — Micșorarea ciocnirilor (șoc) și a opririlor la laminarea tablelor în caja trio, p. 18 — Proprietățile locale ale tablei laminate entru țevi cu diametru mare, p. 20 — Tehnologie avansată de fabricație a țevilor cu pereți subțiri din oțeluri și aliaje rezistente la coroziune, p. 21 — Determinarea componentelor capacității productive a agregatelor de țevi, p. 23 — Cercetarea tehnologiei de tratament termic și caWitățile bilelor laminate de măcinat din oțel cu diametru de 60 și 80 mm, p. 24 — Influența regimurilor de tratament termic asupra decarburării oțelurilor pentru arcuri, p. 26 — Rezerve de plasticitate a oțelurilor feritice rezistente la coroziune laminate la rece, p. 27 — Influența structurilor mixte asupra proprietăților oțelurilor slab aliate pentru construcții, p. 28 Încercările industriale ale sitei cu u excitarea directă a sitei la clasificarea pulpelor de minereu de mangan, p. 38— Încercări industriale ale aparatului de clasificare cu cimp de forțe combinat, p. 39 — Utilizarea concentratelor de carbonat și fracționate amestecate la fabricarea în cuptoare electrice a feroaliajelor cu mangan de calitate superioară, p. 40 — Îmbunătățirea durabilității și micșorarea consumului de metal la căptușirea morilor cu tambur, p. 43 — Metodă de calcul al arzătoarelor de la cuptoarele-tunel, p. 44 — Utilizarea arzătoarelor — panou în instalațiile cu temperaturi înalte de încălzire indirectă prin radiație, p. 46 — Perfecționarea funcționării termice a cuptorului circular prin metodele planificării experimentului, p. 47

Tratarea în vid a aliajelor lichide complexe pe bază de aluminiu

Prof. dr. ing. M. Ienciu,
dr. ing. P. Moldovan, dr. ing. N. Panait,
dr. ing. D. Chircă, ing. Lidia Cristea
și ing. Gabriel Popescu
Institutul Politehnic București

CZ :621.9.01;669.018

Considerații generale

La tratarea în vid a aliajelor lichide pe bază de aluminiu, al cărei scop esențial îl constituie degazarea (eliminarea hidrogenului în special), se creează condiții pentru evaporarea unor elemente de aliere volatile care, la temperatura de lucru, au tensiuni de vapori ridicate. În aceste condiții, după degazare, se obțin aliaje care, din punctul de vedere al materiilor volatile (Mn, Zn), nu se încadrează în limitele prescrise de standarde.

Dintre numeroasele procedee de degazare existente pe plan mondial, degazarea în vid cîștigă din ce în ce mai mult teren datorită, mai ales, lipsei poluării atmosferei [1] — [3].

În acest context, se vor aborda unele aspecte cinetice și termodinamice ale procesului de tratare în vid, în condiții statice (în practică în cuptoare de menținere), a aliajelor complexe din aluminiu cu conținut de magneziu și zinc.

Metoda de investigare

În lucrare s-a pus accentul pe studiul experimental al procesului de evaporare a magneziului și zincului din aliajele ternare Al-Cu-Mg și cuaternare Al-Zn-Mg-Cu.

În prima etapă s-au elaborat, fără a se efectua degazarea, din metale pure și prealiaje (AlCu50), aliaje ale căror compoziții sînt date în tabelul 1, utilizîndu-se un flux de protecție cu 45% NaCl, 45% KCl și 10% NaF. Elaborarea aliajelor s-a realizat într-un cuptor electric cu rezistoare de silită, în creuzete din alumină sinterizată. Aliajele au fost turnate sub formă de bare cu diametrul de 30 mm, fiind supuse strunjirii, decapării cu o soluție de NaOH 10%, spălării cu alcool și uscării în etuvă.

Tratarea în vid s-a realizat într-o instalație automatizată (fig. 1), ale cărei caracteristici au fost prezentate în lucrarea [4].

Presiunea remanentă în camera de degazare s-a ales din diagrama dependenței tensiunii de vapori de temperatură, în sistemele binare Al-Mg și Al-Zn (fig. 2), în lipsa datelor termodinamice în sisteme mai complexe pe bază de aluminiu. În cazul sistemului cuaternar Al-Zn-Mg-Cu s-a ales presiunea corespunzătoare evaporării elementului cu volatilitate mai ridicată (Zn). Durata maximă a procesului de tratare în vid a aliajelor cercetate a fost de 15 minute, iar temperatura 720°C pentru aliajele Al-Cu-Mg și 710°C pentru aliajele Al-Zn-Mg-Cu. Pentru determinarea coeficienților de transfer de masă, s-au efectuat determinări experimentale la durate de 5,10 și 15 minute. După vidare, aliajele au fost turnate sub formă de bare cu diametrul de 20 mm din care a fost determinat conținutul de hidrogen, magneziu și zinc. Analiza hidrogenului în probele inițiale și degazate s-a efectuat printr-o metodă originală pusă la punct în Laboratorul de metalurgie neferoasă. Metoda se bazează pe dozarea hidrogenului prin titrarea potențiometrică a clorului captat din instalație, sub formă de acid hipocloros.

Pentru determinarea conținuturilor de magneziu și zinc s-a utilizat metoda spectrofotometrică de absorbție atomică.

Pentru punerea în evidență a porozității în macrostructură, înainte și după degazarea în vid, probele au fost secționate longitudinal și transversal, atacate cu reactiv (soluție 15% NaOH) la temperatura de 60°C, pînă la apariția peliculei de culoare închisă (20—80 s) apoi spălate cu apă și curățate cu soluție 25% HNO_3.

Discutarea rezultatelor experimentale și aplicabilitatea lor practică

Determinarea vitezei de evaporare în vid a magneziului și a zincului s-ar putea realiza cu aproximație aplicînd relația lui Langmuir:

$$v_i = 0{,}0583\ \gamma_i x_i \cdot p_i \sqrt{\frac{M_i}{T}},\ \text{kg/m}^2\text{.s} \qquad (1)$$

în care: γ_i, x_i, p_i și M sînt coeficienții de activitate termodinamică, fracțiile molare, presiunile de vapori, respectiv masele atomice ale componentului i (Mg sau Zn), iar T este temperatura K,.

În sistemele ternare și, mai ales, cuaternare, lipsesc însă din literatură datele termodinamice și tensiunile de vapori.

Unele date [5] privind coeficienții termodinamici de interacțiune în aliaje ternare pe

Tabelul 1

Parametrii de lucru și conținutul elementelor volatile la tratarea în vid a aliajelor Al—Cu—Mg și Al—Zn—Mg—Cu

Compoziția aliajului	Parametrii procesului de tratare în vid			Conținutul* de elemente volatile, %	
	temperatura, °C	presiunea remanentă minimă, mm Hg	durata, min	inițial	final
Aliaje Al-Cu-Mg					
3,8% Cu 0,73% Mg	720	0,03	15	0,73	0,68
3,8% Cu 1,38% Mg	720	0,03	15	1,34	1,29
Aliaje Al-Zn-Mg-Cu					
6,7% Zn 2,8% Mg 2% Cu	710	6,0	15	6,70 2,80	6,50 2,70
6,2% Zn 2,9% Mg 1,9% Cu	710	5,8	15	6,23 2,90	6,00 2,81
5,8% Zn 2,55% Mg 1,8% Cu	710	5,7	15	5,80 2,57	5,57 2,46

* Valori medii a cîte trei experimentări

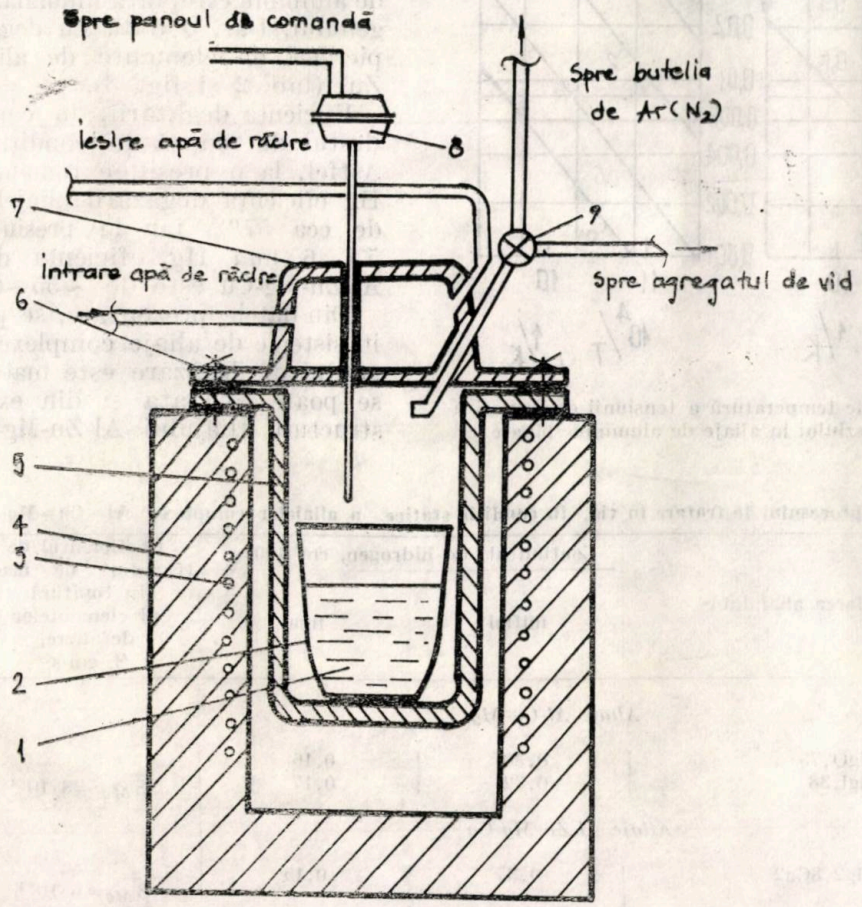


Fig. 1. Schema instalației de tratare în vid a aliajelor de aluminiu: *1* — aliaj lichid; *2* — creuzet din alumină sinterizată; *3* — rezistența de încălzire (KANTHAL); *4* — cuptor electric cu rezistoare; *5* — cameră de vid; *6* — ecran de protecție; *7* — capac răcit cu apă; 8 — termocuplu Pt-Pt.Rh 10; *9* — robinet cu trei căi

bază de aluminiu ε_i' nu se referă la sistemul Al-Cu-Mg cercetat.

Determinarea vitezei de evaporare practică s-a realizat cu ajutorul relației:

$$v_i = (m_i - m_f)/A \cdot t, \text{ kg/m}^2 \cdot \text{s} \qquad (2)$$

unde: m_i m_f sînt masele inițiale și respectiv finale de Mg(Zn) din aliaje, kg;

A — suprafața topituri, m² ($A \simeq 16 \cdot 10^{-4}$m²);

t — durata procesului, s.

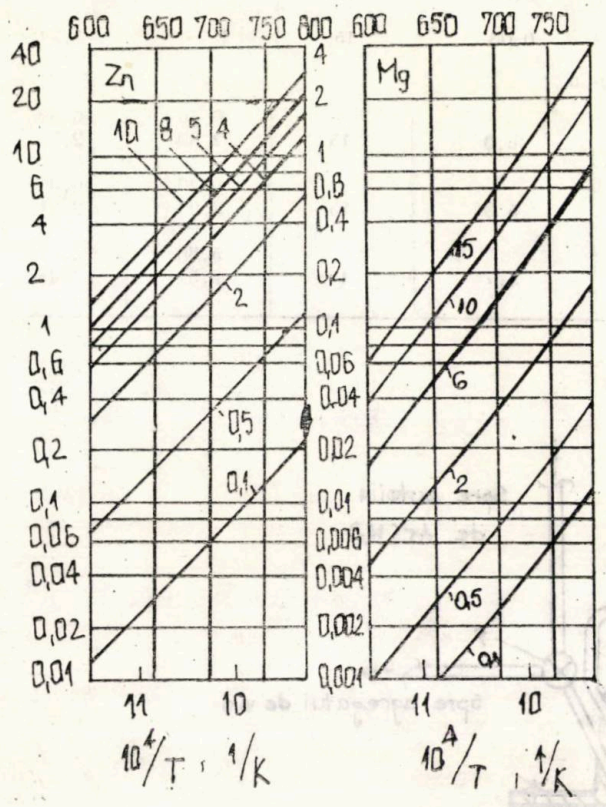


Fig. 2. Dependența de temperatură a tensiunii de vapori a zincului și magneziului în aliaje de aluminiu binare

Eficiența (gradul) degazăriis-a calculat din relația:

$$\eta_H = \frac{H_i - H_f}{H_i} \cdot 100, \% \qquad (3)$$

în care H_i H_f sînt conținuturile de hidrogen inițiale (înainte de degazare) și finale (după tratare în vid), cm³/100, g aliaj.

Valorile coeficienților de transfer de masă s-au determinat grafic din panta dreptei de ecuație [6]:

$$2{,}3 \log \frac{c_l - c_e}{c_{l_i} - c_e} = -\beta \cdot \frac{A_l}{V_l} \cdot t \qquad (4)$$

unde: c_l c_{l_i} c_e reprezintă concentrațiile de Mg sau Zn în faza lichidă la moment dat, inițiale, respe de echilibru, % (masice);

β — coeficientul de transfer de masă al Mg(Zn), cm/s;

A_l și V_l — aria suprafeței (cm²), respectiv volumul topiturii (cm³)r

Scopul de bază al tratării în vid a aliajelor de aluminiu este, fără îndoială, eliminarea hidrogenului. Dar, o dată cu degazarea, se produc pierderi de elemente de aliere volatile (Mg, Zn) (tab. 2 și fig. 3).

Eficiența degazării, în condiții statice, este destul de redusă în condițiile practice alese Astfel, la o presiune remanentă de 0,03 mm Hg eficiența degazării aliajelor Al-Cu-Mg este de cca 57%, iar la presiuni remanente de 5,7—6 mm Hg, eficiența degazării aliajelor Al-Zn-Mg-Cu este de ~55—65%.

Din datele prezentate, se poate constata că, în sisteme de aliaje complexe care conțin zinc, gradul de degazare este mai avansat. Aceasta se poate constata și din examinarea macrostructurii aliajului Al-Zn-Mg-Cu (fig. 4, *a*, *b*).

Tabelul 2

Parametrii cinetici ai procesului de tratare în vid, în condiții statice, a aliajelor complexe Al—Cu—Mg și Al—Zn—Mg — Cu

Numărul aliajului	Marca aliajului	Conținutul de hidrogen, cm³/100 g		Coeficientul de transfer de masă în topitură al elementelor de aliere, β, cm/s	Viteza practică de evaporare, kg/m². s
		inițial	final		
	Aliaje Al-Cu-Mg				
1	AlCu3,8MgO,73	0,30	0,16	$\bar{\beta}_{Mg} = 3 \cdot 10^{-4}$	$3{,}4 \cdot 10^{-5}$
2	AlCu3,8Mgl,38	0,32	0,17		$3{,}40 \cdot 10^{-5}$
	Aliaje Al-Zn-Mg-Cu				
3	AlZn6,7Mg2,8Cu2	0,37	0,15	$\bar{\beta}_{Mg} = 6 \cdot 10^{-4}$	$1{,}4 \cdot 10^{-4}$ $6{,}9 \cdot 10^{-5}$
4	AlZn6,2Mg2,9Cu1,9	0,36	0,16	$\bar{\beta}_{Mg} = 9 \cdot 10^{-3}$	$1{,}6 \cdot 10^{-4}$ $6{,}3 \cdot 10^{-5}$
5	AlZn5,8Mg2,55Cu1,8	0,34	0,14		$1{,}6 \cdot 10^{-4}$ $7{,}6 \cdot 10^{-5}$

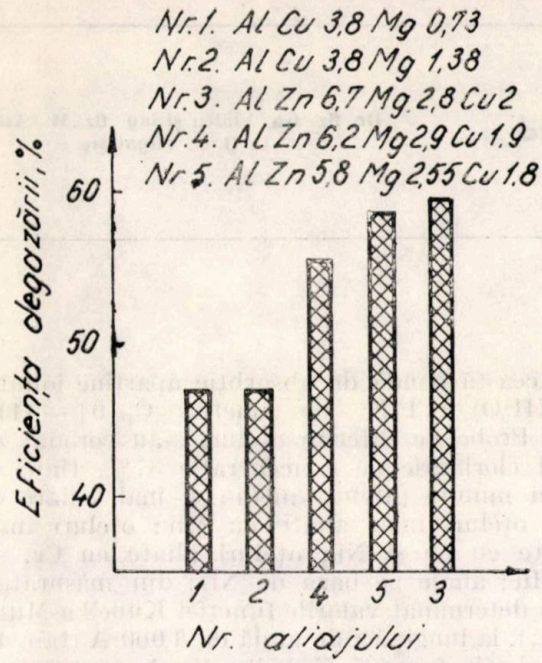


Fig. 3. Eficiența degazării unor aliaje de aluminiu complexe

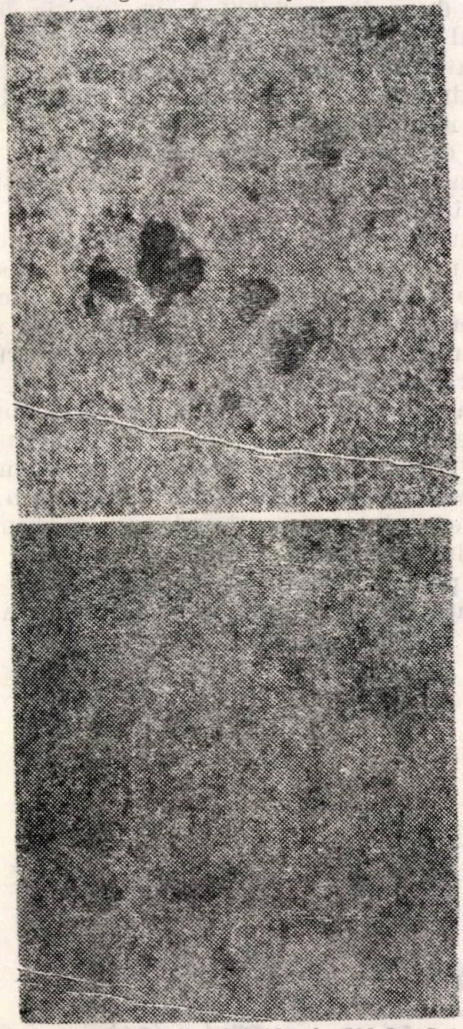


Fig. 4. Macrostructura aliajului AlZn6, 2Mg2, 9Cul, 9 : *a* — înainte de tratare în vid ; *b* — după tratare în vid ; mărimea 30 X

De asemenea, în aceste sisteme, coeficientul de transfer de masă al magneziului este mai mare comparativ cu sistemul ternar Al-Cu-Mg.

Vitezele de evaporare ale zincului sînt mai mari decît cele ale magneziului, dar acceptabile pentru practică.

Ținînd seamă de valorile vitezelor de evaporare a elementelor volatile (Mg și Zn), se poate afirma că tratarea în vid a aliajelor complexe de aluminiu este posibilă cu eventuale corecții ale șarjelor.

Viteza de eliminare a hidrogenului depășește viteza de evaporare a magneziului și a zincului. În aceste condiții, pentru a reduce la minimum pierderile de magneziu și de zinc, este necesară alegerea corespunzătoare a parametrilor procesului și, în special, a presiunii remanente și a temperaturii.

Dacă presiunea remanentă în camera de vid a cuptorului se menține puțin peste valoarea tensiunii de vapori a elementului mai volatil (Mg sau Zn) în aliajul lichid, la temperatura de lucru, atunci acesta se va elimina mult mai lent prin difuzie din stratul superficial de lichid decît hidrogenul.

Concluzii

În condiții de laborator, într-o instalație experimentală proprie, s-a efectuat degazarea aliajelor Al-Cu-Mg și Al-Zn-Mg-Cu.

Din datele experimentale se constată că viteza de evaporare a zincului este mai mare decît cea a magneziului în toate aliajele cercetate.

Coeficientul de transfer de masă al magneziului în aliaje Al-Zn-Mg-Cu este mai mare decît în sistemul Al-Cu-Mg.

Aliajele complexe pe bază de aluminiu, cu conținut de metale volatile, se pot trata în vid în cuptoare industriale la parametrii aleși (presiune remanentă și temperatură) și menținuți în limite stricte.

BIBLIOGRAFIE

[1] Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N. Buzatu, M. : *Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase speciale*. București, Ed. didactică și pedagogică, 1985.

[2] Kastner, S., Krüger, I., Winkler, P. În : Giesserei, R.F.G., 1979, 66, nr. 3, p. 56—62.

[3] Winterhaher, H., Koch, M. În : Giesserei, R.F.G., 1978, 65, nr. 19, p. 505—510.

[4] Sigworth, G. K., Engh, T.A. În : Scandinavian Journal of Metallurgy, Suedia, 1982, nr. 11, p. 143—149.

[5] Altman, M.B., Glotov, E.B., Zasipkin, B.A. Makarov G.S. : *Vacuumirovanie aliuminievih splavov*. În : IZV. Ciornaia Metallurghiia, U.R.S.S. 1977.

Aspecte cantitative privind studiul prin spectroscopie de reflexie a coroziunii în acid clorhidric a oţelurilor înalt aliate

Dr. fiz. Gh. Vlaicu şi ing. fiz. M. Alexe
C. O. S. Tîrgovişte

CZ : 669.017 ; 620.193

Procesele fizice şi chimice care intervin în mecanismul coroziunii metalelor au o natură variată.

De aceea, un studiu riguros al coroziunii se face prin metode specifice pentru fiecare sistem particular.

Una din metodele utilizate în aprecierea rezistenţei la coroziune o constituie analiza cantitativă a soluţiei corosive.

Lucrarea prezintă măsurătorile efectuate prin spectroscopie de reflexie a produselor obţinute la coroziunea oţelurilor înalt aliate în mediu de acid clorhidric.

Acestea s-au făcut utilizînd un spectrofotometru automat Carry 118C cu fascicul dublu la care s-a adaptat o sferă integratoare cu raza de cinci cm, acoperită cu oxid de magneziu. S-au măsurat spectrele de reflexie [1] — [5] ale soluţiei corosive depuse pe hîrtie de filtru, folosind ca standard de referinţă tot hîrtia de filtru.

Suprafeţele probelor studiate au fost pregătite utilizînd hîrtia abrazivă folosită la analiza spectrometrică prin fluorescenţă de raze X [6] — [8].

Măsurători şi rezultate

Spectrele măsurate pe compuşi obţinuţi în urma atacului prezintă suprapuneri ale benzilor ionilor de fier [9], ceea ce face ca singura bandă care se poate utiliza la măsurători cantitative să fie cea cu lungime de undă de 6 000 Å.

Această bandă de absorbţie aparţine ionului $[Cr(H_2O)_5 \cdot Cl^-I^{2-}$ de simetrie C_{4v} [9] — [11].

* Probe de diferite oţeluri s-au corodat cu acid clorhidric de concentraţie 37%, timp de cinci minute (oţeluri mediu şi înalt aliate cu Cr; oţeluri înalt aliate cu Mn; oţeluri înalt aliate cu Cr şi Ni; oţeluri aliate cu Cr, Ni şi Mn; aliaje pe bază de Ni); din măsurători s-au determinat valorile funcţiei Kubelka-Munk $F(R_\alpha)$, la lungimea de undă de 6 000 Å (tab. 1).

Valorile funcţiei Kubelka-Munk pentru lungimea de undă de 6 000 Å, în funcţie de conţinutul de crom din oţel, la diferite probe de oţel atacate timp de cinci minute cu acid clorhidric (37%) sînt redate în figura 1.

La măsurători s-a utilizat oxidul de magneziu ca substanţă reflectantă difuz în sfera integratoare. Pentru aceasta s-a considerat $R_\alpha = 100\%$.

De asemenea, banda de la 6 000 Å a ionului de crom în înconjurarea amintită are o suprapunere a benzilor ionilor de fier, ceea ce impune o determinare riguroasă a fondului. De aceea, determinările cantitative făcute au întrucîtva un caracter orientativ.

Ceea ce se observă din rezultatele obţinute este dependenţa de matrice a funcţiei Kubelka-Munk, pentru acelaşi conţinut de crom.

Valorile funcţiei Kubelka-Munk pentru o grupă de aliere sînt proporţionale cu concentraţia cromului din proba solidă.

Din pantele diferitelor drepte se poate vedea diferenţa dintre rezistenţa la coroziune a diferitelor tipuri de oţeluri.

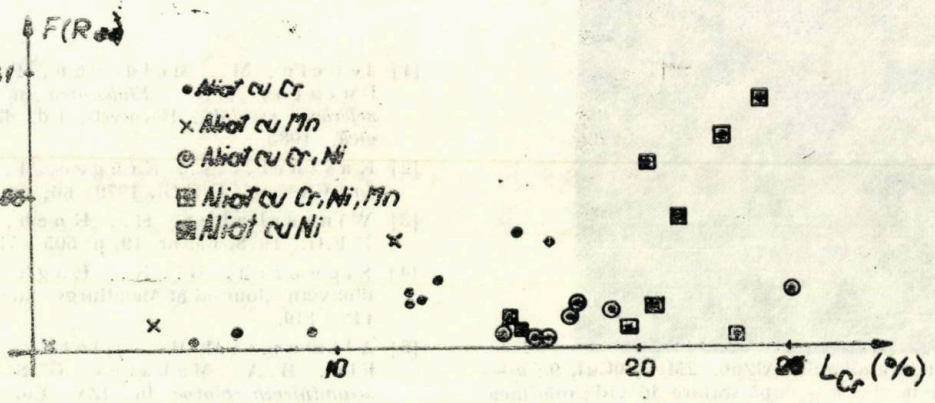


Fig. 1. Valorile funcţiei Kubelka — Munk pentru lungimea de undă de 6000 Å

Tabelul 1

Valorile funcției Kubelka-Munk la 6 000 Å pentru diferite probe de oțeluri corodate timp de cinci minute în acid clorhidric (37 %)

Grupa de aliere	Proba	Cr, %	F, R_∞
Oțeluri aliate cu crom	1	9,03	0,005
	2	5,18	0,003
	3	6,80	0,006
	4	16,04	0,039
	5	17,23	0,035
	6	12,40	0,018
	7	12,74	0,015
	8	12,31	0,015
	9	12,26	0,022
Oțeluri aliate cu mangan	10	11,96	0,038
	11	4,44	0,008
	12	0,048	0,002
Oțeluri aliate cu crom și nichel	13	25,03	0,019
	14	19,33	0,013
	15	17,00	0,003
	16	17,95	0,0156
	17	15,56	0,005
	18	17,06	0,003
	19	17,86	0,003
	20	16,64	0,003
	21	17,87	0,010
	22	16,24	0,064
	23	17,08	0,011
Oțeluri aliate cu crom, nichel și mangan	24	21,28	0,049
	25	20,81	0,062
	26	23,16	0,004
	27	22,36	0,074
	28	24,00	0,081
Oțeluri aliate cu nichel	29	19,58	0,009
	30	20,40	0,014
	31	16,10	0,006
	32	15,91	0,011

Se observă de asemenea, că probele care conțin molibden (tab. 1 : 2, 15, 17, 18, 19, 20, 22, 26) prezintă o valoare mult mai redusă a funcției Kubelka-Munk, față de probele similare fără conținut de molibden.

Concluzii

Din rezultatele obținute se poate trage concluzia că spectrele de reflexie dau atît informații privind natura complecșilor formați la atacul cu acid clorhidric al oțelurilor înalt aliate, cît și unele date estimative privind rezistența la coroziune a acestor oțeluri.

Pentru datele cantitative trebuie să se utilizeze funcția Kubelka-Munk, care caracterizează coeficientul de absorbție al probelor studiate și care la rîndul său este proporțional cu concentrația elementului chimic absorbant prezent în probele corodate.

BIBLIOGRAFIE

[1] Kubelka, P. In: J. Opt. Soc. America, S.U.A., nr. 38, 1948, p. 448.

[2] Kubelka, P. In: J. Opt. Soc. Am., S.U.A., nr. 51, 1961, p. 975.

[3] Kortüm, G. Reflectance Spectroscopy, Berlin Springer Verlag, 1969.

[4] Wendtlandt, W. și Hecht, H. Reflectance Spectroscopy, New York, Londra, Interscience Publishers, 1966.

[5] Vlaicu, Gh. Teză de doctorat, I.P. București 1983.

[6] Vlaicu, Gh. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 8—9, 1975, p. 426.

[7] Vlaicu, Gh. In: Metalurgia, R.S.R., nr. 6, 1976, p. 334.

[8] Vlaicu, Gh. Cercetări Metalurgice, București, vol. 13, 1980, p. 155.

[9] Vlaicu, Gh. În: Metalurgia, R.S.R., nr. 3, 1985, p. 142.

[10] Truția, Ath. *Spectroscopia optică a stărilor condensate*, Universitatea București, 1978.

[11] Schläfer, H. L. și Gliemann, G. *Basic Principles of Ligand Field Theory*, Wiley. Londra, Interscience Publishers, 1968.

Influența molibdenului asupra proprietăților specifice ale oțelurilor și aliajelor anticorosive (inoxidabile) și refractare

Dr. ing. S. Domșa și
dr. ing. V. Constantinescu
Institutul Politehnic Cluj-Napoca

CZ : 669.14.018.8

Influența molibdenului asupra rezistenței la coroziune

Există cercetări [1] care au demonstrat că adaosul de molibden favorizează apariția peliculei de pasivare și mărește stabilitatea ei.

Efectul molibdenului într-un oțel cu 17% Cr a fost studiat din punct de vedere electrochimic. S-a stabilit astfel că adaosurile crescătoare de molibden micșorează densitatea critică de curent necesară pasivării și deplasează spre valori negative potențialul de pasivare determinat de un electrod saturat de calomel (tab. 1). Este evident faptul că adaosul de molib favorizează pasivarea oțelurilor prin mărirea den stabilității peliculei de pasivare. Stabilitatea s-a determinat prin măsurarea timpului după care, pasivitatea obținută în anumite condiții cunoscute într-un reactiv dat (soluție de 15% acid sulfuric), s-a pierdut brusc. Pentru aceasta probele au fost în prealabil activate și pasivate în reactivul amintit, la o tensiune de + 0,5 V, timp de 1 sec—2 h. După decuplarea tensiunii aplicate, s-a observat scăderea potențialului propriu al probei care, după un anumit timp, a coborît brusc; acest moment corespunde distrugerii peliculei pasivante. Durata măsurată pînă la această scădere bruscă este considerată ca o măsură a stabilității pasivării. Aplicînd această metodă oțelurilor 17% Cr cu adaosuri de 0—3% Mo, pasivate timp de 2h, s-au determinat pînă la distrugerea peliculei de pasivare duratele indicate în tabelul 1, coloana 4, care dovedesc că adaosul de molibden mărește stabilitatea peliculei pasivante.

În cazurile în care rezistența la coroziune a aliajului nu depinde de formarea unei pelicule de pasivare, molibdenul poate acționa prin propria sa stabilitate la coroziune (în acid clorhidric), atît de caracteristică molibdenului. Desigur, în astfel de cazuri sînt necesare (conform constatărilor experimentale) adaosuri mai mari de molibden, de pînă la 25—30% (aliajele cu bază de nichel).

Tabelul 1

Influența adaosurilor de molibden asupra unor caracteristici electrochimice ale oțelurilor anticorosive cu 17% Cr

Adaosul de Mo, %	Densitatea critică de curent, mA/cm²	Potențialul de pasivare, V	Durata pînă la distrugerea peliculei de pasivare
0	31,7	—0,38	~50
1	8,78	—0,41	~210
3	2,50	—0,43	~870

În practică, adaosul de molibden mărește stabilitatea la coroziune a oțelurilor anticorosive (inoxidabile) într-o serie de medii (îndeosebi acizi reducători) și în prezența ionilor de clor, față de care cromul conferă oțelurilor o pasivitate puțin stabilă.

Influența molibdenului asupra rezistenței la coroziune punctiformă, perforantă (pitting). Această formă de coroziune, care apare îndeosebi în prezența clorurilor, este evitată cu totul sau în foarte mare măsură, atunci cînd în oțeluri există adaosuri de molibden. Experiența a arătat că oțelurile inoxidabile austenitice de tip 18—10 sînt deosebit de sensibile la coroziune punctiformă, în toate soluțiile diluate de cloruri. Adaosul de 2—3% Mo în aceste oțeluri (de tip 18—10—Mo) are ca efect în primul rînd micșorarea sensibilității față de atacul local penetrant, oțelurile devenind practic insensibile la coroziune punctiformă perforantă, exceptînd soluțiile de cloruri oxidante. De asemenea, aliajele Ni-Mo-Cr care conțin ~16% Mo sînt sensibile la atac local penetrant numai în medii oxidante, de cloruri concentrate, calde.

Influența favorabilă a molibdenului asupra sensibilității la coroziunea punctiformă este confirmată de curbele de polarizare [2] care redau viteza de dizolvare (sau densitatea de curent, proporțională cu aceasta), în funcție de potențialul aplicat metalului. S-au comparat curbele obținute utilizînd ca electrolit acid sulfuric și acid sulfuric cu adaos de clorură de sodiu. Raportul a două viteze de dizolvare este o măsură a sensibilității metalelor față de ionii de clor. Astfel, s-a stabilit că acest raport pentru un oțel 18/8, față de o soluție neutră din punct de vedere al potențialului redox (potențial de —0,2—0 V față de electrodul saturat de calomel) este de 50 : 1000, ceea ce semnifică o foarte mare sensibilitate față de ionii de clor. Printr-un adaos de 2,5% Mo acest raport este coborît la 1 : 5. Așadar, molibdenul micșorează substanțial sensibilitatea oțelului față de ionii de clor, implicit față de atacul local pene-

trant (coroziunea punctiformă). Pentru potențiale mai bune, îndeosebi în condiții oxidante, raportul vitezelor de dizolvare este totuși mai mare, ceea ce concordă cu sensibilitatea constatată pentru oțelurile de tip 18-10-Mo în medii clorurante oxidante.

Aceste concluzii sînt confirmate și de încercări electrochimice în apă de mare [3]. Prin măsurători potențiostatice s-a determinat „potențialul critic", adică acel potențial peste care curentul de coroziune crește brusc, accentuat. S-a constatat că adaosul de molibden deplasează spre valori mai mari acest „potențial critic" (potențialul măsurat față de electrodul normal de hidrogen) astfel : +0,37 pentru oțelul 17% Cr + 4% Ni și respectiv + 0,56 pentru oțelul 17% Cr + 4% Ni + 1,5% Mo. Potențialul critic mai ridicat corespunde unei mai mari stabilități a peliculei de pasivare și, implicit, unei mai mici sensibilități la atac local penetrant. Prin determinarea pierderii de greutate într-o soluție 0,5 n de clorură de fier, și a potențialului critic într-o soluție 0,1 n de clorură de sodiu, s-a stabilit [4] că efectul optim al molibdenului într-un oțel 18% Cr — 14% Ni apare de la un adaos de 2,5 Mo și crește pînă la 5% Mo.

Coroziunea intercristalină a oțelurilor austenitice este atenuată, într-o oarecare măsură, prin adaosuri de molibden.

Influența molibdenului asupra rezistenței la coroziune fisurantă.

Al treilea tip de coroziune asupra căreia adaosurile de molibden au o certă acțiune favorabilă, este coroziunea fisurantă (la interfețe), care este însă dependentă de diferitele moduri de aerisire. Întrucît molibdenul mărește stabilitatea pasivării, este de presupus că el micșorează mărimea elementului electric care apare între două părți de material(e) și, prin aceasta, micșorează posibilitățile de apariție a unei asemenea corodări.

Diferite cercetări au confirmat această influență favorabilă. Astfel, este dovedită [5] stabilitatea unui oțel 18—10—Mo supus corodării în apă de mare. De asemenea, un oțel cu 22% Cr și adaosuri de 3—7% Mo în contact cu diverse materiale (plută, grafit, parafină, Pt, Au) nu este atacat în diferite soluții oxidante conținînd cloruri, în timp ce, în aceleași condiții, oțelul cu 22% Cr fără adaosuri de molibden este atacat [6]. Studiindu-se [7] comportarea unor oțeluri austenitice în soluție 0,5 n de clorură de sodiu, s-a constatat că oțelurile de tip 18—10 Mo stabilizate cu titan nu au prezentat deloc corodare (oțelurile fără titan s-au comportat însă mai puțin bine).

În alte încercări s-a realizat un element de aerare diferențiată, electrolitul constînd dintr-o zonă din soluție 2n de clorură de sodiu saturată în aer, iar într-o altă zonă dintr-o soluție 2n de clorură de sodiu, saturată cu azot, acidulată la o valoare $pH = 2$. Corodarea a fost urmărită prin variația în timp a curentului produs de acest element. Au fost studiate următoarele oțeluri : a — cu 17%Cr; b — cu 17% Cr și 1%Mo ; c—austenitic Cr —Ni — Mn, din punct de vedere al comportării lor la coroziune în atmosfere saline naturale, în vederea utilizării lor în industria autovehiculelor. Stabilitatea lor la coroziune se va micșora în ordinea : b →c →a, confirmînd superioritatea oțelurilor cu adaosuri de molibden în condiții în care poate apărea corodarea datorită aerisirii diferențiate, în ultimă instanță confirmînd așteptatul efect favorabil al molibdenului asupra pasivării.

Influența molibdenului asupra proprietăților mecanice

Refractaritatea oțelurilor, atît rezistența și plasticitatea la solicitări de scurtă durată, cît și la cele de durată lungă (limita la fluaj, rezistența de durată), este sensibil ameliorată de prezența următoarelor elemente de aliere : Mo, V, W, Ti, Nb, dintre care, totuși, cel mai frecvent adaos în oțelurile cărora li se cere rezistență sporită la fluaj este molibdenul. Desigur că în acest sens nu trebuie omisă influența elementelor de aliere de bază ale oțelurilor anticorosive : Cr și Ni. Acțiunea tuturor acestora se manifestă prin ridicarea temperaturii de recristalizare și prin formarea unor carburi stabile a compușilor intermetalici sau a unui aranjament atomic precedînd formarea fazelor intermetalice. În prezența carbonului, adaosurile de aliere — cu precădere molibdenul, duc, în anumite condiții de tratament termic, la obținerea unor structuri intermediare, îndeosebi bainitice, mai favorabile din punct de vedere al comportării la fluaj.

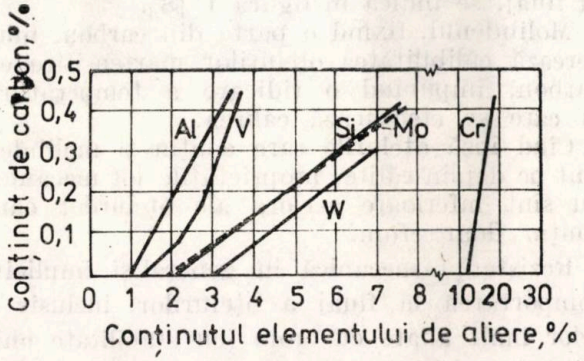


Fig. 1. Conținuturile optime din punctul de vedere al comportării la fluaj a unor elemente de aliere în oțeluri, în funcți de cel de carbon

Oțelul	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
1	0,08 - 2	0,3 - 0,8	≦ 0,25	≦ 0,045	≦ 0,06	-	-	-
2	≦ 0,08	≦ 2	≦ 0,75	≦ 0,03	≦ 0,03	18 - 20	8 - 11	-
3	≦ 0,1	≦ 2	≦ 0,75	≦ 0,03	≦ 0,03	16 - 18	11 - 14	2 - 3

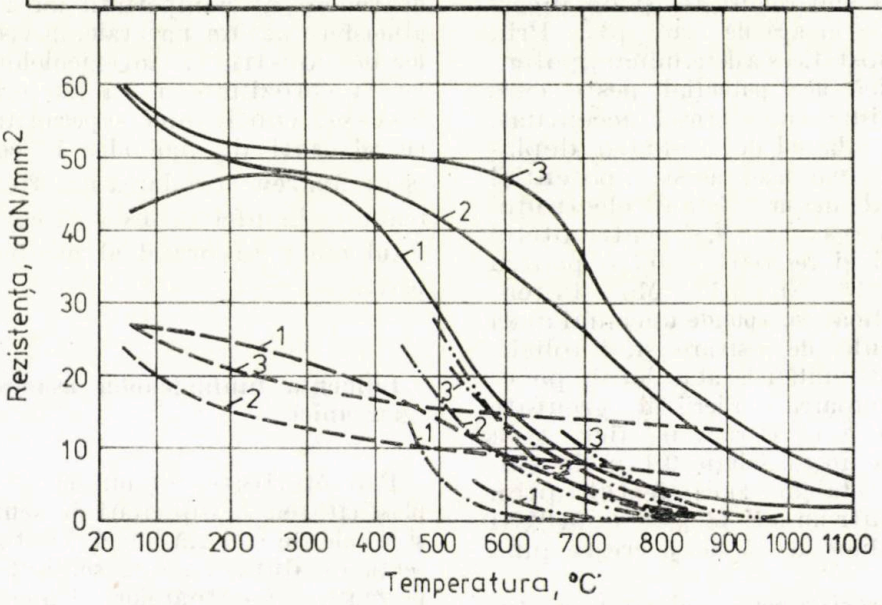


Fig. 2. Influența adaosurilor de nichel și molibden asupra rezistenței mecanice la temperaturi înalte a oțelurilor; R_m; $R_{p0,2}$; $R_r/10000$; R 0,0001 %/h

Exceptînd nichelul, toate elementele de aliere arătate sînt puternic alfagene. S-a constatat, însă, că suprimarea, chiar parțială, a transformării $\alpha \rightarrow \gamma$ duce la micșorarea rezistenței la fluaj. Așadar, nu este posibilă mărirea conținutului acestor elemente peste unele limite, care depind de conținutul de carbon. Creșterea procentajului de carbon permite ridicarea conținutului elementelor de aliere alfagene fără ca transformarea $\alpha \rightarrow \gamma$ să fie suprimată (parțial sau total). Conținutul maxim, în funcție de cel de carbon, al unor astfel de elemente (molibden și crom), pentru obținerea eficienței lor maxime din punct de vedere al reistenței la fluaj, se indică în figura 1 [8].

Molibdenul, fixînd o parte din carbon, micșorează călibilitatea oțelurilor martensitice cu carbon, impunînd o ridicare a temperaturii la care se efectuează călirea.

Cînd însă oțelurile care conțin și molibden sînt pe deplin călite, proprietățile lor mecanice nu sînt inferioare acelora ale oțelurilor care conțin doar crom.

Rezistența mecanică în general și, implicit, comportarea la fluaj a oțelurilor, inclusiv a celor înalt aliate cu crom (cu stabilitate chimică ridicată la temperaturi înalte), este îmbunătățită mai ales de prezența adaosurilor de nichel și molibden (fig. 2) [9].

În oțelurile austenitice de tip 18—8 un adaos de 4% Mo ridică, în stare recoaptă, rezitența de rupere la tracțiune de la 85 la 92 daN/mm², concomitent cu o ușoară micșorare a ductibilității (alungirea scade de la 42,5 la 40%). La temperaturi înalte, însă (fig. 2) apare evident efectul favorabil al adaosului de molibden asupra R_m a unor astfel de oțeluri, după cum se remarcă și limita lor de curgere prea redusă,

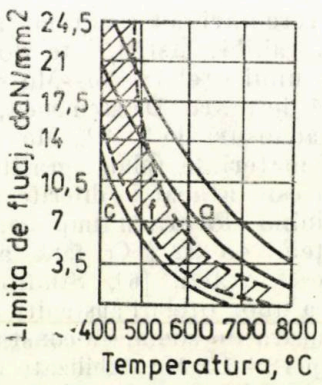


Fig. 3. Comportarea la fluaj a diferitelor tipuri de oțeluri: *c*-carbon (0,1—0,2%C); *f*-anticorosive și refractare feritice; *a*-austenitice

ceea ce, în general, limitează utilizarea oțelurilor austenitice de tip 18—8 ca materiale refractare.

De altfel, influența structurii (aceasta fiind determinată tocmai de aceste elemente de aliere), asupra comportării la fluaj a oțelurilor anticorosive este redată în figura 3. Comportarea superioară la fluaj a oțelurilor austenitice Cr—Ni se datorează și compactității mai mari a rețelei cubice cu fețe centrate a austenitei, care are o rezistență mai mare (o curgere îngreuiată) comparativ cu cea cubică cu volumul centrat al feritei.

BIBLIOGRAFIE

[1] Lizlovs, E.A.: *Influența molibdenului, cuprului, siliciului și fosforului asupra comportării anodice a oțelului cu 17 % Cr.* În: Corrosion, S.U.A. nr. 22, 1966, p. 297—308

[2] Greene, N.D. și Judd, G.: *Dependența dintre dizolvarea anodică și coroziunea punctiformă, perforantă.* În: Corrosion, S.U.A., nr. 21, 1965, p. 15—18

[3] Defranoux, J. M. *Comportarea la coroziune a oțelurilor inoxidabile în atmosferă marină și apa de mare.* În: Metallurg constr. mec., Franța, 96, 1964, p. 125—133.

[4] Tomasov, N. D. ș. a. *Influența elementelor de aliere suplimentare asupra stabilității la coroziune punctiformă, perforantă a oțelurilor austenitice Cr—Ni.* În: Corrosion, S.U.A. nr. 20, 1964, p. 166—173.

[5] Wyche, E. H. ș. a. *Coroziunea la interfețe.* În: Trans. electrochem. Soc., S.U.A. 89, 1964, p. 149—166.

[6] Endo, H. *Coroziunea punctiformă a substanțelor neconducătoare asupra oțelurilor inoxidabile și antiacide cu conținut ridicat de crom și prevenirea ei.* În: Kinzoku, Japonia, nr. 206, 1959, Nr. 9, p. 18—22.

[7] Rozenfeld, I.L. și Marsakov, I.K. *Corodarea oțelurilor. prin materiale de împachetare.* În: Sudostrojenie, U.R.S.S. 1958, nr. 9, p. 46—49.

[8] Colombier, L. și Hochmann, J.: *Oțeluri inoxidabile; oțeluri refractare.* Paris, Ed. Dunod, 1965.

[9] Domșa, Al. și Domșa, S. *Materiale metalice în construcția de mașini și instalații.* Vol. II, Cluj-Napoca, Ed. Dacia, 1981.

MANIFESTĂRI ȘTIINȚIFICE

A X-A CONSFĂTUIRE DE TRATAMENTE TERMICE

Între 21 și 22 aprilie 1988 a avut loc la Tîrgu Mureș cea de-a X-a consfătuire pe teme de tratamente termice.

Ajunsă la o ediție jubiliară (aX-a), această consfătuire științifică, organizată de Centrul de cercetare științifică și inginerie tehnologică de mașini pentru industria ușoară, Fil. Tîrgu Mureș, în colaborare cu Intreprinderea „Metalotehnica" și Casa de cultură a științei și tehnicii pentru tineret din Tîrgu Mureș, se impune ca una dintre principalele manifestări științifice din domeniul metalurgiei și construcțiilor de mașini, cunoscînd o participare tot mai numeroasă de la an la an.

La consfătuire au participat peste 250 de specialiști din institutele de învățămînt superior (Bucu-rești, Brașov, Cluj, Iași), din institute de cercetare și proiectare (CCSITMUIU, ICSITPSCM, ISIM, ICUPS) și din întreprinderi din industria constructoare de mașini (CUG Cluj, I. Autocamioane Brașov, I. „23 August" București etc).

Au fost prezentate 31 de lucrări în ședințe plenare și 27 lucrări la poster. De asemenea, a fost organizată o masă rotundă cu tema: „Economia de energie la tratamente termice".

Un număr important de lucrări au abordat teme privind tratamentele termochimice (carburare, nitrurare, CVD, borurare etc).

Cu mult interes a fost primită comunicarea dr. ing. Z. Kolosvary, „Carburarea sau carbonitrurarea în domeniul feritic", care a prezentat unele tendințe de dezvoltare a carbonitrurării de temperatură joasă, posibilități de accelerare a procesului de carburare (inclusiv carburarea în lichide organice), metode de control al procesului de carburare.

Lucrarea dr. ing. E. Florian „Modele termodinamice ale procesul i de carburare" a prezentat un model matematic pentru conducerea procesului de carburare, ținînd seamă de condițiile termodinamice din cuptorul de tratament.

Nitrurarea ionică a fost prezentată în lucrări ca: „Nitrurarea ionică a oțelurilor inoxidabile", autor dr. ing. D. Iancu, și „Cercetări privind nitrurarea în plasmă a aluminiului", autor dr. ing. A. Roșu.

Procedeul de obținere a straturilor dure de tip TiC, TiN, VC etc. a fost abordat în lucrările: „Unele aspecte ale obținerii straturilor de TiC și TiN prin procedeul CVD pe scule și piese", autor dr. ing. Gabriela Ionescu; „Studii privind depunerea de straturi dure pe oțel ri prin cromarea în pulberi", autori Ștefania Farcaș și colaboratori; „Procedeul de realizare a straturilor de TiN prin metoda pulverizării catodice tip magnetron, autori ing. D. Biro și col; „Depunerea borului la borurarea în plasmă", autor E. Filep.

O serie de lucrări au abordat teme privind tratamentul termic al fontelor, remarcîndu-se următoarele: „Linie de tratament termic al pieselor de uzură, turnate din fonte albe înalt aliate", autor dr. ing. C. Dumitrescu și „Influența condițiilor de turnare asupra comportării la tratament termic a fontelor cu grafit nodular bainitic", autori dr. ing. I. Riposan și colaborat ori.

Utilizarea calculatorului la tratamente termice a fost abordată în lucrările: „Utilizarea calculatorului la conducerea proceselor de tratament termic", autor dr. ing. C. Vermeșan și colaborat ori, „Conducerea cuptoarelor de tratament termic cu ajutorul calculatorului", autor dr. ing. I. Dima.

Au fost prezentate, de asemenea, o serie de lucrări de metalurgie fizică, dintre care se remarcă lucrările prof. dr. ing. C. Wanyorek privind celulele cristalografice elementare.

Un interes deosebit a prezentat masa rotundă cu tema „Economia de energie la tratamentele termice". Discuțiile au scos în evidență o serie de direcții prioritare:

— optimizarea proceselor de tratament termochimic (carburare, carbonitrurare);

— dezvoltarea în continuare a instalațiilor și tehnologiilor de nitrurare în plasmă cu scurtarea perioadei de curățare;

— dezvoltarea metodelor de conducere și reglare a utilajelor de tratament termic.

S-a făcut propunerea ca revista Metalurgia să înființeze o rubrică permanentă, intitulată „Generalizarea metodelor de reducere a consumului de energie, manoperă, de creștere a duratei de exploatare a pieselor și sculelor".

Datorită efortului deosebit depus de colectivul de oameni ai muncii de la CCSITMUIU—Filiala Tg. Mureș, în frunte cu dr. ing. Kolosvari, consfătuirea s-a desfășurat în condiții foarte bune, iar schimbul de păreri ce a avut loc între specialiști a dus la stabilirea de noi colaborări între institutele de învățămînt superior, institutele de cercetare și întreprinderile de profil.

Dr. ing. L. Drugă
ICSITPSCMB

Analiza cineticii fenomenelor de coalescenţă care au loc la revenirea oţelurilor slab aliate fără molibden

Dr. ing. Al. Munteanu
Universitatea Braşov

CZ : 621.785 ; 669.15–194.3

Cinetica fenomenului de coalescenţă, ca etapă finală a evoluţiei transformărilor la revenirea oţelurilor, nu a fost analizată, datorită faptului că domeniul de temperaturi investigat s-a situat între 400 şi 650°C. Ori, acest domeniu des utilizat în practică cuprinde, în cazul oţelurilor slab aliate, pe lîngă fenomenele de coalescenţă, şi pe cele de pierdere a coerenţei fazelor „ε" bogate în carbon, la masa metalică feritică.

În lucrare se urmăreşte analiza în mod separat a acestor fenomene, atît în cazul călirii complete cît şi în cel al călirii incomplete, operaţie care căpătat în ultimul timp aplicabilitate, datorită ameliorării tendinţei de fragilizare la revenire a oţelurilor de îmbunătăţire slab aliate.

Procesul cunoscut sub denumirea de coalescenţă, care se manifestă la revenire, numai după pierderea coerenţei fazelor precipitate şi recristalizarea feritei, presupune dispariţia treptată a particulelor mici şi creşterea celor mari.

Forţa motrice a transformării o reprezintă tendinţa sistemului format din ferită şi carburi de a-şi reduce, la temperatură constantă, energia liberă prin reducerea treptată a suprafeţei totale interfazice.

Mecanismul coalescenţei în cazul revenirii oţelului este atribuit în prezent fenomenelor de dizolvare, difuzie şi precipitare a carbonului. Se presupune, astfel, că particulele mici de carburi tind să se dizolve progresiv în ferită, întreţinînd o concentraţie în carbon mai ridicată în zona alăturată acestor particule.

Atunci cînd sistemul conţine carburi de diferite mărimi, apare un gradient de concentraţie în interiorul feritei, între zonele adiacente carburilor mici (mai bogate în carbon) şi cele adiacente carburilor mai mari, sărace în carbon.

Gradientul de concentraţii creat asigură difuzia carbonului spre carburile mai mari şi, în final, creşterea acestora.

Este de menţionat faptul că variaţia energiei libere, care corespunde transferului de carbon de pe o particulă mai mică pe alta mai mare, la temperatură constantă, este egală cu schimbarea energiei interfazice.

Cinetica unor astfel de procese complexe de dizolvare, difuzie şi reprecipitare, procese influenţate de temperatura, compoziţia chimică, densitatea de dislocaţii a matricei feritice, este greu de descris de o singură ecuaţie analitică care să ţină seamă de toate fenomenele submicroscopice care concură la realizarea lui.

De aceea, în asemenea cazuri, pentru determinarea parametrilor cinetici se recurge la precizarea vitezei de transformare în mod global, pe cale empirică, prin ecuaţia :

$$\frac{dP}{dt} = K^n \cdot t^{n-1}(p - c) \qquad (1)$$

în care :

P este un parametru care se modifică în cursul procesului; c — valoarea acestui parametru în stare de echilibru ; t — durata procesului ; K şi n constante ale procesului de transformare.

Întrucît există o relaţie de proporţionalitate directă între variaţia unor proprietăţi fizico-mecanice şi defăşurarea procesului de transformare, ca parametru P pentru caracterizarea cineticii coalescenţei s-a ales, în acestă lucrare, duritatea.

Integrînd ecuaţia (1) în condiţii limită, precizate de faptul că parametrul P (duritatea) scade în timp între valoarea iniţială P_0 spre cea finală C, se obţine :

$$P_{(t)} = (P_0 - C)\, e^{(Kt)^n} + C \qquad (2)$$

Notînd cu H duritatea momentană, cu H_f duritatea finală de echilibru şi cu H_0 duritatea corespunzătoare pierderii coerenţei şi începutului coalescenţei, ecuaţia (2) devine :

$$W = \frac{H - H_f}{H_0 - H_f} = e^{-(Kt)^n} \qquad (3)$$

Pentru determinarea parametrilor cinetici K şi n, relaţia (3) (în care W poate fi calculat experimental prin intermediul durităţii) se transformă prin logaritmare în ecuaţia unei drepte în coordonate "logt" şi log (— log W).

$$\log\ (-\log\ W) = n.\log t + n.\log k + \log e \qquad (4)$$

Parametrul n, reprezentat de panta acestei drepte, poate fi calculat cunoscîndu-se două

puncte determinate experimental la momentele t_1 și t_2 :

$$n = \frac{\log\left(\log \frac{W_1}{W_2}\right)}{\log \frac{t_1}{t_2}} \qquad (5)$$

După calculul valorii parametrului n, constanta vitezei de transformare în procesul de coalescență se obține din relația :

$$K = \frac{1}{t_1} \sqrt[n]{\frac{-\log W_1}{\log e}} \qquad (6)$$

În majoritatea transformărilor care au loc la temperatură constantă, viteza de transformare K, obținută din relația (6), este dependentă de energia de activare, temperatură și factorul de frecvență, mărimi care intervin în cunoscuta relație a lui Arhenius :

$$k = A\, e^{-\frac{Q_A}{RT}} \qquad (7)$$

Energia de activare Q_A, factorii de frecvență A nu pot fi identificați cu energiile de activare și factorii de frecvență care intervin în fenomenele individuale care au loc în timpul coalescenței.

Datorită faptului că viteza de reacție k în această lucrare se determină pe baza unor observații macroscopice, valoarea obținută poate fi considerată o medie a constantelor individuale ale fenomenelor microscopice. Metoda va duce, deci, la posibilitatea calculării valorii medii a energiei de activare și a factorilor de frecvență în cazul coalescenței.

Pentru aceasta, se utilizează forma logaritmică a ecuației lui Arhenius :

$$\log k = -\frac{Q_A}{R} \cdot \log e \cdot \frac{1}{T} + \log A \qquad (8)$$

Dacă Q_A și A sînt constante, curba $\log K$ în funcție de $\frac{1}{T}$ este o linie dreaptă. Panta acestei trepte m servește calculului energiei de activare $Q_A = \frac{m \cdot R}{\log e}$, iar intersecția cu axa $\log k$ servește calculului lui $\log A$, deci a factorului de frecvență.

Modul de lucru

Calitatea oțelului ales pentru determinarea parametrilor cinetici ai procesului de coalescență a fost 40 Cr 10, STAS 791–80 (C = = 0,42%; Mn = 0,61%; Si = 0,35%; Cr = = 1,03 %).

S-au determinat mai întîi, pe epruvete Ø 4,4 × 65,1 mm normalizate, cu ajutorul unui dilatometru diferențial Chevenard D. M. 232, punctele critice de transformare la încălzire Ac_1 și Ac_3. În funcție de aceste temperaturi, $A_1 = 760°C$ și $A_3 = 830°C$, s-au stabilit temperaturile de călire : 860°C pentru călirea completă și 790°C pentru călirea incompletă. Duritatea, după călirea completă la o structură martensitică lipsită de austenită reziduală, a fost de 57 ± 1 *HRC*, iar după călire incompletă de 45 ± 1 *HRC*, explicabil datorită prezenței în structură a feritei netransformate.

Temperatura de încălzire la care are loc pierderea coerenței carburilor la matricea feritică a fost determinată grafic cu ajutorul aceluiași dilatometru utilizîndu-se epruvete călite. Pentru epruveta călită incomplet, această temperatură a fost de 445°C, iar pentru epruveta călită complet, de 475°C (fig. 1).

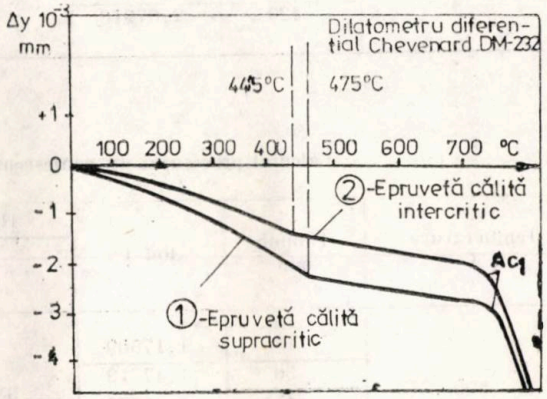


Fig. 1. Curbe dilatometrice obținute pe epruvete călite

Din același oțel cu aceeași compoziție chimică s-au executat apoi cîte cinci epruvete Ø 10 × 10 mm care au fost călite în ulei de la 860 și 790°C.

Epruvetele au fost supuse apoi revenirii într-o baie de sare, la temperaturi de 445 și 475°C, temperaturi care corespund pierderii coerenței carburilor, menținîndu-se 75 de minute. Această durată de menținere a fost determinată cu ajutorul dilatogramei din figura 1 prin planimetrarea curbei de variație a dilatării în timp, ținîndu-se seamă de viteza de încălzire realizată de dilatometru. Relația utilizată pentru calculul duratei echivalente, care produce același efect în condițiile unei încălziri bruște, diferită de cea realizată de dilatometru, a fost :

$$t_{inc} = \frac{1}{\Delta 1_f} \int_0^{t_1} 1(t)\, dt \qquad (9)$$

în care :

Δ_1 este mărimea dilatării în momentul pierderii coerenței ; t_1 momentul pierderii coerenței

Tabelul 1

Calculul procesului de coalescență pe baza durității pentru călirea completă

Temperatura, °C	Timpul, min	log t	H_0	H	W, %	log(−logW)	*n*	K, 1/min
			HV					
500	15	1,17609	420	400	71,42	−0,83656	0,9	0,0198
	30	1,47712		390	57,14	−0,61432		
	45	1,65321		385	50	−0,52139		
	60	1,77815		369	27,14	−0,24692		
	120	2,07918		350	0			
550	15	1,17609	420	349	43,2	−0,43828	0,48	0,0463
	30	1,47712		336	32,8	−0,31504		
	45	1,6532		328	26,4	−0,23777		
	60	1,77715		323	23,2	−0,19756		
	120	2,07918		295	0			
600	15	1,17609	420	317	28,96	−0,26912	0,4	0,1341
	30	1,47712		302	18,62	−0,13667		
	45	1,65321		293	12,41	−0,04283		
	60	1,77815		289	9,65	0,00657		
	120	2,07918		275	0	∞		

Tabelul 2

Calculul procesului de coalescență pe baza durității pentru călirea incompletă

Temperatura, °C	Timpul, min	log t	H_0	H	W, %	log (−log W)	*n*	K, 1/min
			HV					
500	15	1,17609	330	310	71,42	−0,83656	0,7	0,014
	30	1,47712		297	52,85	−0,55768		
	45	1,65321		293	47,14	−0,48600		
	60	1,77815		288	40	−0,40018		
	120	2,07918		260	0			
550	15	1,17609	303	269	23,75	−0,20458	0,33	0,203
	30	1,47712		266	20	−0,15554		
	45	1,65321		261	13,75	−0,06464		
	60	1,77815		255	6,25	0,08067		
	120	2,07915		250	0			
600	15	1,17609	330	261	23,33	−0,19926	0,33	0,207
	30	1,47712		257	18,88	−0,14038		
	45	1,65321		252	13,33	−0,05796		
	60	1,77815		248	8,88	0,02166		
	120	2,07918		240	0			

în condițiile încălzirii cu viteză constantă (3°C/min).

Analiza microscopică a epruvetelor revenite în aceste condiții la o putere de mărire de 1000 :1 indică prezența unor carburi extrem de fine uniform distribuite.

Durităților medii măsurate după revenire, 420 *HV* pentru epruvetele călite complet și respectiv 330 *HV* pentru cele călite incomplet, au reprezentat valorile de referință notate cu H_0 în tabelele 1 și 2.

S-au executat apoi cîte 90 de epruvete Ø10×10 mm, care au fost călite în ulei (în două loturi), revenirea efectuindu-se într-un cuptor electric de laborator conform regimurilor prezentate în tabelele 1 și 2.

După efectuarea revenirii și a controlului de duritate, rezultatele mediei pe trei epruvete au fost înregistrate în tabele.

S-a trecut apoi la calculul parametrilor cinetici prin metoda prezentată la începutul lucrării, duritatea H_f care intervine în ecuația (3)

fiind cea obținută după două ore de menținere la temperaturile respective.

Pentru calculul constantelor n și K s-au reprezentat punctele experimentale și s-au trasat dreptele de regresie din figurile 2 și 3.

Se poate constata că punctele experimentale s-au încadrat pentru fiecare regim de călire și temperatură de menținere, pe o linie dreaptă.

Descrierea cineticii coalescenței pentru cele două modalități de călire poate fi făcută prin intermediul unor ecuații de tip sigmoid pentru fiecare temperatură:

$$\frac{H - H_f}{H_0 - H_f} = e^{-(0{,}0463 \cdot t)^{0{,}48}} \quad \text{pentru călire completă și } T_c = 550°C \tag{10}$$

și respectiv:

$$\frac{H - H_f}{H_0 - H_f} = e^{-(0{,}203 \cdot t)^{0{,}33}} \quad \text{pentru călire incompletă și } T_r = 550°C \tag{11}$$

Determinarea energiei medii de activare a proceselor de coalescență s-a făcut utilizînd constantele vitezei de reacție pentru trei temperaturi de menținere și forma logaritmică a ecuației lui Arhenius (tab. 3 si 4).

Vitezele de reacție a proceselor de coalescență, în cazul revenirii la temperaturi cuprinse între 500 și 600°C, sînt descrise de următoarele relații:

$$k = 7{,}08 \cdot 10^4 \, e^{-\frac{23.140}{RT}} \ \frac{1}{\text{min}} \quad \text{pentru călire supracritică} \tag{12}$$

$$k = 3{,}9 \cdot 10^9 \, e^{-\frac{40.120}{RT}} \ \frac{1}{\text{min}} \quad \text{pentru călire intercritică} \tag{13}$$

în care:

R este constant gazelor perfecte 1 1,98 $\frac{\text{cal}}{\text{mol} \cdot \text{k}}$;

T — temperatura procesului izoterm [K].

Tabelul 3

Calculul factorului de frecvență și al energiei medii de activare pentru călirea completă

Temperatură, K	K, $\frac{1}{\text{min}}$	log K	$\frac{1}{T} \cdot 10^3$	Q_A, $\frac{\text{cal}}{\text{mol}}$	A, 1/min
773	0,0198	−1,70333	1,294	23.140	70 780
823	0,0463	−1,33442	1,215		
873	0,1341	−0,87257	1,145		

Tabelul 4

Calculul factorului de frecvență și al energiei de activare medii pentru călirea incompletă

Temperatura, K	K, $\frac{1}{\text{min}}$	log k	$\frac{1}{T} \cdot 10^3$	Q_A, $\frac{\text{cal}}{\text{mol}}$	A, 1/min
773	0,014	−1,85387	1,294	50.120	$3{,}4 \cdot 10^9$
823	0,203	−0,69250	1,215		
873	0,207	−0,68403	1,145		

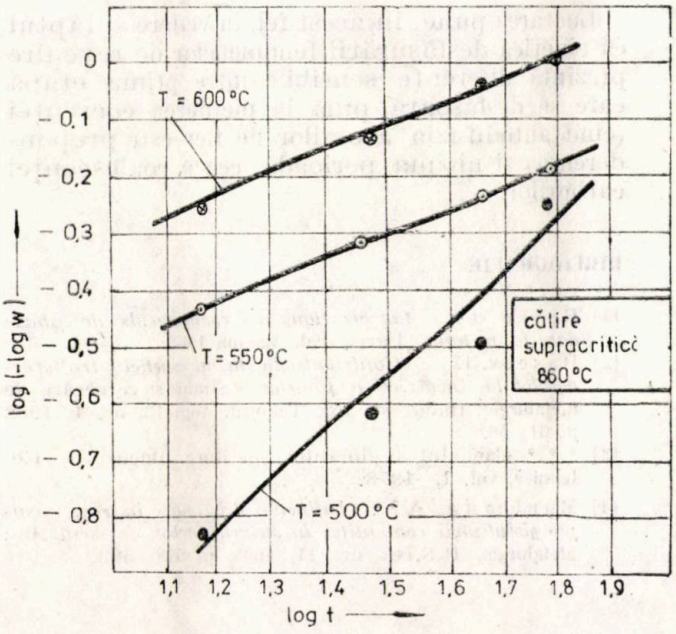


Fig. 2. Dreptele de regresie ale procesului de transformare, la diverse temperaturi constante, după călire completă

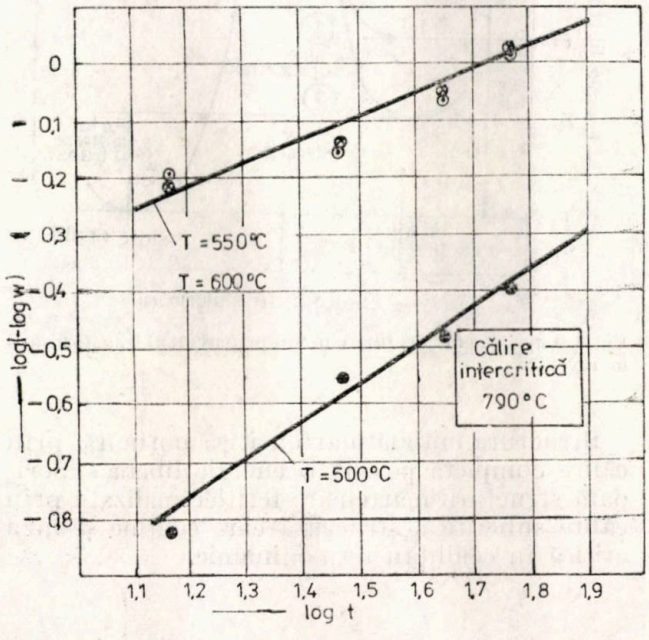


Fig. 3. Dreptele de regresie ale procesului de transformare la diverse temperaturi constante, după călire incompletă

Concluzii

Structura de călire incompletă formată din martensită și ferită prezintă la revenire o cinetică de transformare diferită de cea a structurii martensitice.

Pierderea coerenței carburilor, pusă în evidență de schimbarea pantei curbei dilatometrice, are loc mai devreme, la temperaturi mai scăzute 445, față de 475°C în cazul călirii martensitice.

Prezența feritei în echilibru metastabil cu martensita și a unei martensite relativ mai bogate în carbon face ca structura de călire incompletă să prezinte o tendință de separare a carbonului la temperaturi mai scăzute, energia transferată din exterior prin încălzire, raportată doar la zonele inițial martensitice, fiind mai mare.

O dată pierdută coerența, cinetica desfășurării proceselor de coalescență este caracterizată printr-o viteză de transformare mai accentuată pentru cazul călirii complete și mai scăzută după călirea intercritică.

La această concluzie duce faptul că parametrul n calculat este mai mic în cazul călirii intercritice, iar energia de activare necesară proceselor de coalescență este mai mare.

Explicația celor afirmate poate fi găsită în variația energiei libere medii a configurației sistemului termodinamic pe parcursul transformării în cele două cazuri (fig. 4).

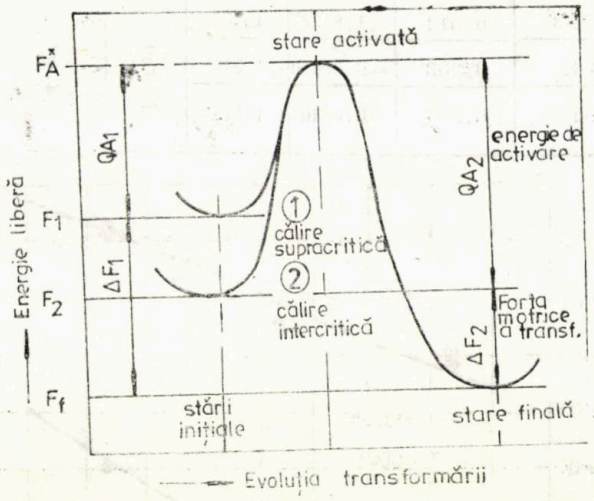


Fig. 4. Variația energiei libere medii pe parcursul transformării la revenire

Structura inițială martensitică obținută prin călire completă posedă o energie liberă superioară structurii martensito-feritice realizate prin călire subcritică, structură care conține și faza critică în echilibru termodinamic.

Ambele structuri au, însă, așa cum e și firesc, energii libere superioare stării finale de echilibru (formată din ferită și carburi) și, în acest fel, energii motrice capabile să producă transformarea. Depășirea stării de tranziție, deci activarea atomilor de fier și carbon, presupune un consum de energie cu atît mai mic cu cît forța motrice de transformare este mai mare (fig. 4.).

Faptul că mărimea calculată a energiei de activare a proceselor de coalescență, care se desfășoară în cazul călirii complete începînd cu 475°C, este de numai 23,1 k cal/mol, deci mai mică decît valorile determinate în cazuri similare, nu reprezintă o eroare de calcul.

Mărimea energiei de activare la revenire, mărime care intervine direct în calculul parametrului de revenire pentru realizarea regimurilor izosclere, a fost determinată pînă acum pentru temperaturi cuprinse între 400 și A_{c1}. Valoarea obținută în aceste cazuri (structura inițială fiind martensitică) a fost de 57,5 kcal/mol incluzînd și energia de activare necesară formării fazelor ε, faze premergătoare pierderii coerenței și recristalizării feritei.

Se pare că diferența înregistrată reprezintă tocmai energia de activare a formării fazelor ε și a pierderii coerenței acestora.

De remarcat poate fi și faptul că mărimea energiei de activare a coalescenței obținute în cazul călirii complete este foarte apropiată de energia de activare a difuziei carbonului în ferită care, la temperaturi de 500—600°C, are valoarea de 18,5 kcal/mol. Acest lucru confirmă faptul că fenomenul de coalescență se bazează cu precădere pe difuzia carbonului și reprezintă un indiciu al corectitudinii metodei adoptate.

Lucrarea pune, în acest fel, în vedere și faptul că cinetica desfășurării fenomenelor de revenire prezintă diferențe sensibile între prima etapă care se desfășoară pînă la pierderea coerenței (cînd autodifuzia atomilor de fier este preponderentă) și ultima perioadă, cea a coalescenței carburilor.

BIBLIOGRAFIE

[1] Burke J. : *La cinetique des changements de phase dans les métaux*. Paris, Ed. Masson 1968.

[2] Rașeev, D. : *Contribuții la studiul cineticii transformărilor la încălzire a fontelor* — Studii și cercetări de metalurgie. București Ed. Tehnică, tom 13, nr. 1. 1968 p. 31—56.

[3] * * * Manualul inginerului metalurg. București, Ed, tehnică, vol. I, 1978.

[4] Munteanu, Al : *Influența deformării la rece asupra globulizării cementitei în oțelurile carbon de scule*. În : Metalurgia, R.S.R., nr. 11, 1985, p. 578—583.

Dr. ing. Ecaterina Szöcs și ing. Șt. Szöcs
C.U.G. Cluj-Napoca

Încercări de purificare a fontei în cuptoare cu inducție cu creuzet. Demanganizare, desiliciere

CZ : 669.054 ; 669.162.275.1

Pentru scăderea conținutului de mangan, siliciu, carbon etc. din fontă elaborată în cuptoare cu inducție cu creuzet s-a utilizat minereu de fier. Agregatul de elaborare a fost cuptorul cu inducție de 6,3 și de 12 t capacitate. Tratarea fontei cu minereu de fier s-a făcut în oala de turnare în cazul cuptorului ștampat cu căptușeală acidă și direct în cuptor în cazul căptușelii bazice sau neutre. S-a urmărit scăderea conținutului de siliciu și mangan cu adaosul de minereu de fier care conține 70% Fe și 0, 74% SiO_2. La temperatura de 1 400°C s-au adăugat, în fonta din cuptorul cu capacitate de 6,3 t, 50 kg minereu de fier la fiecare tonă de fontă, iar după o menținere de cca 15 minute, s-a îndepărtat zgura. Compoziția inițială și finală a fontei este indicată în tabelul 1. Se observă că o dată cu scăderea conținutului de mangan (cu 1,36 %) și de siliciu (cu 0,63%) scade și conținutul de carbon al fontei. S-e observat că scăderea conținutului de carbon se accentuează o dată cu creșterea temperaturii. Dintre elementele de aliere, cromul este oxidat de minereul de fier, scăderea conținutului de crom fiind de 1%, iar conținutul celorlalte elemente (nichelul, molibdenul, cuprul) rămîne neschimbat. Compoziția zgurei corespunzătoare fontei, înainte și după tratare cu minereu, este indicată în tabelul 2.

După compoziție, zgurele se încadrează în gama celor întîlnite la elaborarea fontelor aliate în cuptoare cu inducție cu căptușeală bazică [6]. De remarcat este conținutul mic în oxid feros (FeO) chiar în cazul adaosului de minereu de fier.

Se pare că minereul adăugat intră în reacție în întregime cu fonta, fără să schimbe substanțial compoziția zgurei. Încercările repetate au dus la aceleași concluzii.

Cantitatea stoichiometric necesară de oxid de fier. La calcularea necesarului de minereu de fier trebuie să se pornească de la reacțiile care au loc între componentele din fontă și minereul de fier [1], [7] :

$$C + FeO = CO + 2Fe \quad (1)$$

$$Si + 2FeO = SiO_2 + 2Fe \quad (2)$$

$$Mn + FeO = MnO + Fe \quad (3)$$

$$2\,Cr + 3FeO = Cr_2O_3 + 3Fe \quad (4)$$

$$2V + 3\,FeO = V_2O_3 + 3Fe \quad (5)$$

Unui minereu de fier cu 70% Fe îi corespunde o cantitate de oxid feros de 90,07%, astfel încît consumurile stoichiometrice calculate pe

Tabelul 1

Compoziția fontei, %

Nr. fontei	Felul fontei	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V
1	Înainte de tratare	2,00	1,36	3,3	11,8	0,1	0,2	0,2	0,10
	După tratare	1,90	0,83	1,94	10,8	0,1	0,2	0,2	gome
	Scăderea conținutului de elemente	0,1	0,53	1,36	1,0	—	—	—	0,16
2	Inițial	2,60	0,80	1,48	14,0	0,23	0,68	0,1	0,15
	După tratare	2,50	0,36	0,85	13,2	0,22	0,68	0,1	0,15

Tabelul 2

Compoziția zgurei, %

Felul zgurei	SiO_2	Al_2O_3	FeO	MnO	CaO	MgO	Cr_2O_3
Înainte de tratare	26,8	37,43	2,04	11,24	3,36	12,04	7,1
După tratare	16,8	60,60	1,57	10,10	3,12	10,46	6,9

baza reacțiilor (1)—(5) devin : pentru 0,1% C, 6,54 kg minereu/t fontă; pentru 0,1% Si — 5,66 kg/minereu/t fontă, pentru 0,1 % Mn — 2,87 kg minereu/t fontă; pentru 0,1%Cr— 2,3 kg minereu/t fontă, iar pentru 0,1%V — 2,3 kg mineru/t fontă.

Rezultă, deci, necesitatea unui consum total de 107,91 kg minereu/t fontă.

În realitate s-au consumat numai 50 kg/t de minereu, ceea ce reprezintă cca 46% din cantitatea stoichiometrică necesară. Totodată, analiza zgurei arată că minereul nu trece în zgura care nu se îmbogățește în FeO.

Posibilitatea desfășurării reacțiilor cu FeO. Pentru a vedea influența temperaturii asupra afinității elementelor față de FeO se trece la calculul entalpiilor de reacție la diferite temperaturi. Pornind de la mărimile termodinamice ale elementelor și oxizilor precum și de la căldurile specifice calculate la diferite temperaturi [8], se obțin mărimile intensive calculate ale reacțiilor (1)—(5) (tab. 3). Din tabelul 3 se poate observa că reacțiile oxidului feros cu Si, Mn, Cr, V sînt exoterme, iar reacția cu carbonul este endotermă. Toate reacțiile se desfășoară la temperatura fontei topite.

În afară de carbon, reacțiile au loc chiar și la temperatura ambiantă. Figura 1 prezintă evoluția entalpiilor libere la reacțiile care au loc o dată cu creșterea temperaturii pînă la 1 773°C. Se poate observa că entalpia liberă a reacției ($\Delta_R G_T$) cu manganul se menține aproape constantă cu temperatura, deci în privința scăderii conținutului de mangan al

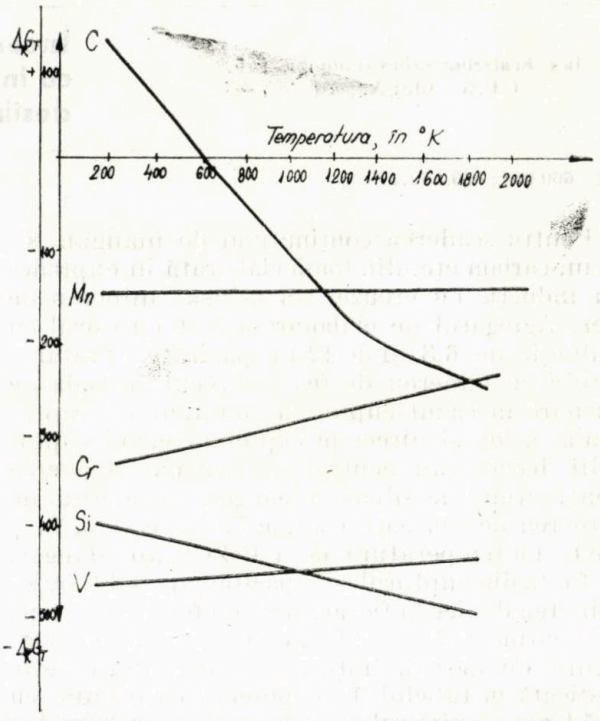


Fig. 1. Evoluția cu temperatura entalpiilor libere de reacție ale elementelor cu oxid feros

fontei cu FeO temperatura de lucru nu are un rol hotărîtor.

În schimb, procesul de desiliciere se intensifică o dată cu creșterea temperaturii, ca și scăderea carbonului. Micșorarea conținuturilor de crom și vanadiu, necesare îndeosebi la elaborarea fontelor cu grafit nodular feritice, trebuie să se facă la temperaturi scăzute, de-

Mărimile intensive ale reacțiilor *Tabelul 3*

Reacția	Mărimea intensivă	Temperatura, K						
		298	1273	1373	1473	1573	1673	1773
$-C+FeO=CO+Fe$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	−2,27	8,21	7,98	7,23	7,94	5,82	5,18
	$\Delta_R S_T$, J/mol·K	138,61	146,82	146,59	145,84	145,55	144,43	143,77
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	153,18	163,78	164,13	163,87	163,29	162,91	162,36
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	111,87	−22,82	−37,13	−50,92	−65,66	−78,72	−92,54
$-Si+_2FeO=SiO_2+2+Fe$	$\Delta_R CT_{PT}$, J/mol·K	−21,09	57,26	58,81	61,13	63,07	65,0	66,93
	$\Delta_R S_T$, Jmol·K	−39,91	17,33	18,9	21,22	23,16	25,09	27,08
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	−331,94	−404,83	−412,68	−421,98	−431,11	−440,68	−455,92
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	−409,99	−426,89	−438,62	−453,22	−467,57	−428,65	−503,93
$-Mn+FeO=MnO+Fe$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	−4,39	12,03	10,8	9,56	8,34	7,1	5,87
	$\Delta_R S_T$, J/mol·K	−3,15	8,88	7,65	6,41	5,17	3,95	2,72
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	−121,25	105,93	106,42	−107,16	−108,13	−109,37	−110,84
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	−120,31	−117,23	−116,92	−116,60	−116,26	−115,97	−115,66
$-2Cr+3FeO=Cr_2O_3+3Fe$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	−10,77	48,46	45,66	42,32	39,42	36,52	33,56
	$\Delta_R S_{PT}$, J/mol·K	−59,52	11,06	13,86	−17,2	−20,1	−23,0	−25,96
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	−349,96	288,27	−287,26	−287,26	−287,26	−288,96	−290,45
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	−332,22	−274,19	−268,23	−262,28	−256,33	−250,38	−244,42
$-2V+3FeO=V_2O_3+3F$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	−11,3	81,35	80,79	80,23	79,57	78,97	78,28
	$\Delta_R S_{PT}$, J/mol·K	−54,0	27,35	26,79	26,23	25,57	24,97	24,28
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	−482,96	−379,40	−372,03	−364,78	−357,79	−350,84	−344,16
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	−466,86	−414,2	−408,81	−403,41	−398,01	−392,61	2046,4

Tabelul 4

Mărimile intensive ale reacţiilor

Reacţia	Mărimea intensivă	Temperatura, K						
		298	1273	1373	1473	1573	1673	1773
$-3C+Fe_2O_3=$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	8,62	−40,22	−46,33	−53,94	−60,15	−68,88	−76,16
$=3CO+2Fe$	$\Delta_R S_T$, J/mol·K	539,32	508,51	503,04	496,29	490,55	483,28	475,96
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	489,82	450,60	435,38	426,44	413,11	395,11	377,48
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	329,10	−196,73	−255,29	−304,55	−358,52	−413,11	−466,39
$-3Si+2FeO_3=$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	−32,41	42,08	37,09	32,13	27,25	22,32	17,39
$=3SiO_2+4Fe$	$\Delta_R S_T$, J/mol·K	−1,21	31,02	27,81	24,41	20,87	17,13	13,25
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	−935,26	−894,232	−895,35	−897,50	900,51	−904,57	−909,60
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	−934,89	−933,71	−933,56	−933,45	−933,33	−933,32	933,09
$-3Mn+Fe_2O_3=$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	2,29	−28,76	−37,87	−46,95	−55,96	−65,04	−74,09
$=3MnO+2Fe$	$\Delta_R S_T$, J/mol·K	49,8	27,78	20,15	13,35	4,45	−3,64	−11,82
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	−333,47	−361,51	−374,18	−388,63	−404,81	−422,9	−442,75
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	−348,31	−397,87	−401,84	−408,29	−411,80	−416,81	−421,79
$-2Cr+Fe_2O_3=$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	4,66	−16,39	−24,99	−33,31	−41,56	−49,82	−58,14
$=Cr_2O_3+2Fe$	$\Delta_R S_T$, J/mol·K	−0,26	−12,81	−19,82	−26,83	−33,94	−41,20	−48,62
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	−319,68	−335,66	−346,54	−358,81	−372,66	−388,18	−405,43
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	−319,60	−319,35	−319,32	−319,22	−319,27	−319,25	−319,22
$-2V+Fe_2O_3=$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	4,13	16,5	10,62	4,6	−1,41	−7,37	−13,42
$=V_2O_3+2Fe$	$\Delta_R S_T$, J/mol·K	5,26	17,89	13,57	8,92	4,11	0,79	−5,90
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	−452,68	436,59	−441,26	−447,27	−454,47	−462,79	−472,40
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	−454,24	−459,36	−459,89	−460,40	−460,93	−461,46	−462,07
$-Fe+Fe_2O_3=$	$\Delta_R C_{PT}$, J/mol·K	15,43	−64,25	−70,27	−75,63	−80,98	−86,34	−91,7
$=3FeO$	$\Delta_R S_T$, J/mol·K	59,26	9,59	4,24	−1,07	−6,38	−11,70	−17,02
	$\Delta_R H_T$, kJ/mol	30,28	−32,94	−45,26	−58,58	−72,96	−88,43	−104,97
	$\Delta_R G_T$, kJ/mol	12,62	5,14	−51,08	−57,00	−62,92	−68,85	−74,79

oarece valoarea absolută a entalpiilor libere ale acestor reacţii descreşte o dată cu temperatura.

Cea mai mare afinitate faţă de FeO o are siliciul, urmează apoi V, Cr, Mn, C (fig. 1). Cum toate reacţiile se desfăşoară la temperatura de elaborare a fontei, la 1 400—1 500°C mecanismul oxidării acestor elemente cu FeO nu explică consumul de minereu.

Posibilitatea desfăşurării reacţiilor cu Fe_2O_3. Pornind de la considerentul că majoritatea minereurilor de fier conţin oxidul superior al fierului, Fe_2O_3, s-a trecut la studiul reacţiilor :

$$3\ C + Fe_2O_3 = 3\ CO + 2\ Fe \qquad (6)$$

$$3\ Si + 2\ Fe_2O_3 = 3\ SiO_2 + 4\ Fe \qquad (7)$$

$$3\ Mn + Fe_2O_3 = 3\ MnO + 2\ Fe \qquad (8)$$

$$2\ Cr + Fe_2O_3 = Cr_2O_3 + 2\ Fe \qquad (9)$$

$$2\ V + Fe_2O_3 = V_2O_3 + 2\ Fe \qquad (10)$$

$$Fe + Fe_2O_3 = 3\ FeO \qquad (11)$$

Mărimile intensive ale reacţiilor (6)—(11) sînt trecute în tabelul 4. Se poate observa că reacţia de oxidare a siliciului cu oxidul feric este puternic exotermă, după care urmează vanadiul, manganul, cromul, fierul. Arderea carbonului cu oxidul feric este endotermă.

Toate reacţiile au loc la temperatura de elaborare a fontei, ordinea de prioritate la 1 400°C fiind siliciu, vanadiu, carbon, crom, fier. Figura 2 reprezintă evoluţia entalpiilor libere ale reacţiilor (6)—(11) o dată cu variaţia temperaturii.

Se poate observa că oxidarea siliciului, vanadiului, manganului şi a cromului sub acţiunea minereului, care conţine în majoritate oxid feric, practic nu depinde de temperatura de lucru. Deoarece carbonul arde intens o dată cu creşterea temperaturii, se recomandă să se lucreze la temperaturi sub 1 450°C.

În cazul unui minereu de fier cu 98% Fe_2O_3 cantitatea totală stoichiometric necesară este de 52,14 kg hematită la o tonă de fontă. Această cantitate se apropie de cea determinată experimental.

Calculul activităţii elementelor faţă de Fe_2O_3. Pornind de la relaţia care există între activitatea componentului şi entalpia liberă de reacţie, se poate calcula coeficientul de activitate al elementelor faţă de oxidul feric [8].

Cunoaşterea acestora este necesară pentru evaluarea cantităţii de hematită teoretic ne-

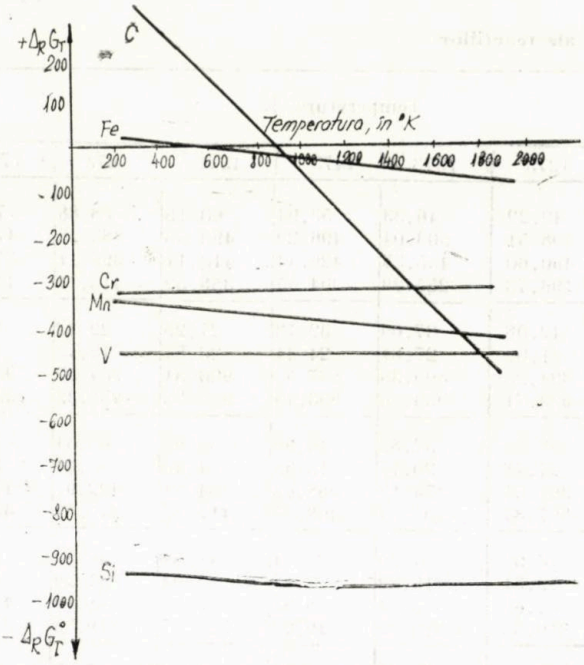


Fig. 2. Evoluția cu temperatura a entalpiilor libere de reacție a elementelor cu oxid feric

cesară pentru purificarea fontei de un element 1:

$$\Delta_R G_l = R \cdot T \ln a_l \qquad (12)$$

$$a_l = \gamma_l \cdot X_1 \qquad (13)$$

în care:

$\Delta_R G_T$ este entalpia liberă de reacție, kJ/mol;
R — constanta universală = 8,314 kJ/kmol · K;
T — temperatura, K;
a_l — activitatea componentei 1;
l — fracția molară a componentei 1.

$$\lg a_l = \frac{\Delta_R G_T}{2{,}303 \cdot R \cdot T.} \qquad (14)$$

Tabelul 5 prezintă activitatea și coeficienții de activitate ai elementelor la diferitele temperaturi calculate cu formulele (13) și (14), pentru următoarea compoziție de fontă: 2,5% C; 0,8% Si; 1,48% Mn; 11,5% Cr; 0,16% V. Dacă viteza reacțiilor chimice determină viteza procesului de scădere a conținutului de siliciu, mangan etc. al fontei, funcția de viteză de reacție de $V_r = f(T, C_{Al})$ ar arăta în felul următor:

$$V_{al} = K_1 C^n_{A_{1-1}} \text{ până la } V_{on} = k_n C^n_{An} \qquad (15)$$

în care:

V_l este viteza reacțiilor chimice;
$k_l - k_n$ — constantele de reacție;
$C_{Al} - C_{An}$ — concentrațiile componenților.

Tabelul 5

Elementul	Activitatea elementelor	Temperatura, K					
		293	1373	1473	1573	1673	1773
C	a	1,142	0,9773	0,9753	0,9730	0,9707	0,9689
	γ	5,49	4,70	4,68	4,67	4,66	4,65
Si	a	0,685	0,921	0,926	0,031	0,935	0,938
	γ	24,47	32,91	33,09	33,25	33,39	33,52
Mn	a	0,868	0,965	0,967	0,969	0,9704	0,971
	γ	32,30	35,88	35,95	36,02	36,07	36,12
Cr	a	0,875	0,972	0,974	0,975	0,977	0,978
	γ	3,97	4,40	4,408	4,11	4,42	4,42
V	a	1,005	0,995	0,995	0,995	0,995	0,949
	γ	0,67	0,6649	0,664	0,664	0,664	0,664

Experiențele de pînă acum [6] arată că acest lucru nu este valabil pentru reacțiile care se desfășoară între zgură și fontă. Dacă ar fi valabil pentru descrierea cineticii proceselor de transformare care au loc între minereu și fontă, atunci mărimea coeficientului de activitate ar trebui să varieze o dată cu temperatura ca și entalpia liberă de reacție. Din tabelul 5 se poate observa că nici activitatea nici coeficientul de activitate nu variază puternic cu temperatura la carbon ca și $\Delta_R G_T$. Astfel, dacă la tratarea fontei topite cu minereu viteza proceselor de schimbare a compoziției chimice este determinată de viteza reacțiilor chimice, o dată cu schimbarea temperaturii de tratare ar trebui să se producă modificări esențiale relative ale compoziției în afară de conținutul de carbon.

Experiențele făcute la cuptoarele cu inducție arată că modificarea compoziției chimice diferă de la o temperatură la alta, la aceeași doză de minereu. La temperaturi mai mari de 1 400°C, o mai mare parte a minereului se consumă la reducerea conținutului de carbon.

Tabelul 6

Coeficienții de activitate ai elementelor
Mărimea coeficienților de activitate

Elementul	Consumul specific de hematită, %				
	Din calculul lui γ	Pentru fonte înalt aliate în crom, °C		Pentru Fgn, °C	
		1 400	1 480	1380	1 480
C	2 — 5	8 — 15	15 — 25	45 — 50	65 — 75
Si	42 — 58	40 — 45	30 — 40	30 — 35	10 — 15
Mn	38 — 45	18 — 25	10 — 15	15 — 18	7 — 10
Cr	5 — 6	16 — 20	20 — 25	—	—

Scăderea puternică a entalpiei libere de reacție pentru carbon (fig. 2) explică acest fenomen. O parte de minereu, care revine fiecărui element după mărimea coeficienților de activitate γ, este prezentată în tabelul 6, alături de rezultatele experimentale în cazul unei fonte

de înaltă puritate (FIP), utilizată pentru obținerea fontei înalt aliate (FIA) și a fontei cu grafit nodular (Fgn).

Conținutul carbonului este diferența cea mai importantă dintre cele două fonte: pentru fonte înalt aliate aceasta se situează între 2 și 2,5%, iar pentru fontă cu grafit nodular între 3,8 și 4,2%. Diferența de concentrație duce la coeficienți de activitate de 4,66, respectiv 2,77 la temperatura de 1 673°C, ceea ce ar corespunde unei cantități de hematită necesară reducerii carbonului de 2—5% (tab. 6). În realitate, această cantitate de minereu se situează mult peste calculele teoretice pe bază de γ, fiind de ordinul 10—20 la fontă de înaltă puritate pentru FIA și de 50—70 la cea elaborată pentru mărcile Fgn. Aceasta înseamnă că modificarea compoziției chimice a fontei ca urmare a adaosului de minereu se produce după un proces a cărui viteză depinde de concentrația tuturor elementelor din fontă oxidabile cu hematită. Astfel, viteza procesului pentru elementul a_l se poate scrie sub forma:

$$V_{al} = f(T, Ca_l, Ca_2, Ca_3 \ldots\ldots Ca_n) \quad (16)$$

sau:

$$V_{al} = k \cdot C^a_{a_l} \cdot C^b_{a_2} \cdot C^c_{a_3} \ldots . Ca^n_n \quad (17)$$

Pentru stabilirea coeficientului k, care include și dependența de temperatură, s-a făcut un studiu separat.

Conform rezultatelor obținute după încercările de demanganizare în cuptoare de inducție de 6,3 t se produce aceeași asimilare a hematitei și în oale de turnare. Conținutul mic de oxid feros al zgurei arată că minereul se consumă integral după un timp de contact cu baia de 10—15 minute. După datele obținute

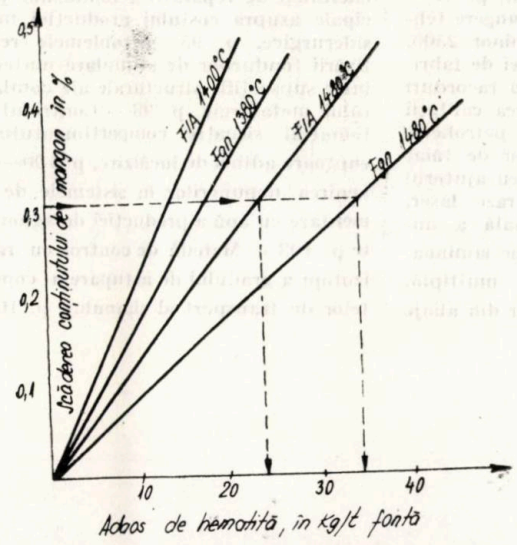


Fig. 3. Scăderea conținutului de mangan cu adaosurl de hematită (min. 98% Fe_2O_3) la purificarea fontei aliate FIA (cca 2%C, maxl% Mn, Si) și a fontei pregătite pentru nodulizare Fgn (cca 4%C, max Mn, Si 1%)

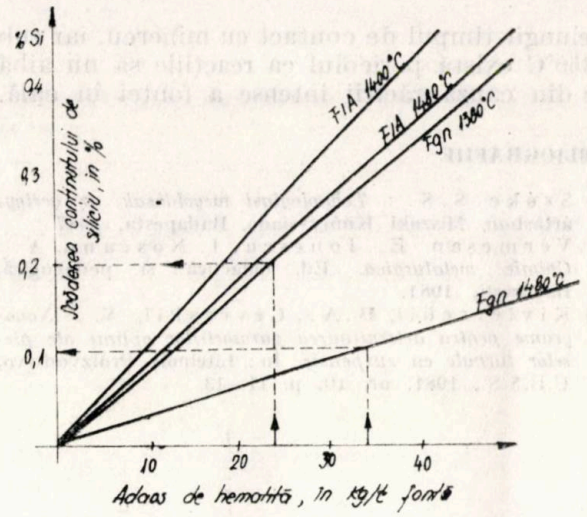


Fig. 4. Scăderea conținutului de siliciu cu adaosul de hematită (min 98% Fe_2O_3) la purificarea fontei aliate FIA (cca 2%C Mn, Si max. 1%) și a fontei pregătite pentru nodulizare Fgn (cca 4% C.Mn, Si max. 1%)

(tab. 6) se poate trasa o diagramă de dozare a minereului cu 98% Fe_2O_3. Astfel, dacă se dorește scăderea conținutului de mangan al fontei (Fgn) cu 0,3% la 1 380°C, necesarul de hematită (fig. 3) este de 24 kg/t fontă. La această temperatură conținutul de carbon scade cu cca 0,2%, iar la o doză de 24 kg/t minereu (fig. 4) conținutul de siliciu al fontei scade cu cca 0,2%. La 1 480°C, aceeași scădere a conținutului de mangan se obține la un adaos de 37 kg minereu/t fontă, cînd conținutul de siliciu scade cu 0,1%, iar conținutul de carbon cu 0,4%.

Se procedează similar atunci cînd se dorește scăderea conținutului de siliciu. Scăderea conținutului de carbon este de cca 0,2% la 1 380—1 400°C și de 0,4% la 1 450—1 480°C.

Concluzii

Se poate realiza scăderea conținutului de mangan și (sau) de siliciu din fontă în cazul elaborării în cuptoare cu inducție, căptușite cu masă de ștampare bazică sau în oale de turnare, cu adaos de minereu de fier. Este de dorit ca minereul să conțină cît mai mult oxid feric (Fe_2O_3), reacțiile acestui oxid desfășurîndu-se cu mai multă intensitate decît cu FeO. După cinci-zece minute de contact între hematită și fontă, minereul consumîndu-se integral, zgura se poate îndepărta. O dată cu adaosul de hematită scade și conținutul de mangan, siliciu, carbon, crom, vanadiu al fontei. Scăderea conținutului de carbon se accentuează spre temperaturi mai mari (1 480°C), consumîndu-se chiar 75% din adaosul de hematitiă pentru reducerea carbonului. Cînd acest lucru nu este de dorit se recomandă să se lucreze la temperaturi mai mici. Sub temperatura de 1 400°C trebuie

prelungit timpul de contact cu minereu, iar sub 1 350°C există pericolul ca reacţiile să nu aibă loc din cauza răcirii intense a fontei în oală.

BIBLIOGRAFIIE

[1] Szóke S.S.: *Tehnologiasi megoldásak az acélgyártásban.* Miszaki Könyvsiado, Budapesta, 1987

[2] Vermeşan E. Ionescu, I. Noseanu, A.: *Chimie metalurgică.* Ed. didactică şi pedagogică, Bucureşti, 1981.

[3] Kivievschii, B.A., Cevcaskii, V.: *Nonograme pentru determinarea parametrilor optimi ale pieselor turnate cu suspensie.* În: Liteinoie Proizvodstvo, U.R.S.S., 1981, nr. 10, p. 11—13.

[4] Jackson, R.S. *The austenite liguidus surfac and constitutional diagram for the Fe—Cr—C metasta ble system.* In: Journal of the Iron and Steel Institute S.U.A. 1970, febr. nr. 163.

[5] Kulţbovski, I.K.: *Alierea şi modificarea optimă a fontei sintetice.* în: Liteinoe Proizvodstvo, U.R.S.S. 1986 nr. 6, p. 5—7.

[6] Szöcs Ecaterina: *Modelarea cineticii proceselor metalurgice care însoţesc elaborarea în cuptorul cu inducţie.* In: Metalurgia, R.S.R., 39, 1987, nr. 4, p. 178—180.

[7] Oprea, P., Dragoş, T., Roman, R.: *Teoria proceselor metalurgice.* Editura didactică şi pedagogică Bucureşti, 1978

[8] Niac, G., Voiculescu, V., Bâldea, I., Preda, M.: *Formule, tabele, probleme de chimie fizică*: Ed. Dacia, Cluj-Napoca, 1984.

REVISTA REVISTELOR

Stal, U.R.S.S., nr. 8, 1988

Experienţa funcţionării furnalelor la Combinatul metalurgic Magnitogorsk cu corecţia parametrilor de suflare combinată pe parcursul elaborării, p. 4 — Căi de raţionalizare a schemelor termice la instalaţiile combinate de prăjire, p. 10 — Funcţionarea dispozitivului de acţionare hidraulică a mecanismelor cu supapă de la instalaţiile de încărcare fără con şi perspectivele utilizării acestuia, p. 13 — Utilizarea şi exploatarea arzătorului ceramic cu admisiunea împreună a gazelor şi a aerului, p. 18 — Tehnologia de economisire a resurselor la elaborarea în convertizor, p. 20 — Îmbunătăţirea calităţii profilelor laminate din semifabricate turnate continuu din oţel ŞH15, p. 23 — Varianta alternativă de obţinere a oţelului din deşeuri, p. 25 — Suflarea combinată în profunzime a băii Martin prin gurile de vînt staţionare din boltă, p. 26 — Îmbunătăţirea productivităţii instalaţiilor de microaliere a oţelului, p. 28 — Prelucrarea deşeurilor în întreprinderile metalurgice, p. 30 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului pentru ţevi la turnare cu folosirea amestecurilor pe bază de perlită expandată, p. 32 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului pentru ţevi la turnarea sub discuri termoizolatoare, p. 34 — Îmbunătăţirea calităţii tablei din oţel slab aliat 17G15-U pentru ţevi, p. 35 — Elaborarea oţelului pentru ţevi cu amestecuri fără grafit pe bază de perlită, p. 38 — Exploatatea lăncilor de suflare în convertizor a oxigenului, p. 39 — Procedee de elaborare a oţelului electric cu flacără şi arc electric, p. 42 — Creşterea intensităţii suflării cu oxigen a oţelului rezistent la coroziune, p. 46 — Elaborarea ferocromului cu conţinut ridicat de carbon prin utilizarea zgurelor cu conţinut de alumină, p. 48 — Studierea regimurilor de încălzire şi de laminare a lingourilor din oţeluri carbon şi de calitate pentru construcţii, p. 53 — Reglarea grosimii benzii la laminorul 1700 de la Combinatul metalurgic Celeabinsk, p. 54 — Fabricarea laminatelor din oţeluri cu garantarea nivelului de proprietăţi mecanice, p. 56 — Devansarea şi rămînerea în urmă a metalului la laminare, p. 58 — Asimilarea laminării unui nou profil din oţelul beton clasa A-11, p. 62 — Calculul calibrării laminorului de profiluri mijlocii cu utilizarea unor calibre de tragere oval—oval vertical, p. 64 — Perfecţionarea sistemului de ungere tehnologică a cilindrilor de laminor 2500, p. 66 — Asimilarea tehnologiei de fabricaţie a prăjinilor de foraj cu racorduri sudate, p. 68 — Îmbunătăţirea calităţii capătului frontal al ţevilor petroliere, p. 70 — Reglarea strungurilor de tăiat capetele frontale ale ţevilor cu ajutorul sistemului de măsurat cu raze laser, p. 73 — Repartizarea raţională a unghiurilor de lucru ale filierei pe laminoarele de trefilare uscată multiplă, p. 75 — Aplicarea acoperirilor din aliaje de zinc pe sîrma cu conţinut scăzut de carbon, p. 77 — Influenţa materialelor de căptuşit asupra conţinutului de microadaosuri în soluţiile de decapare, p. 78 — Utilizarea de diagrame generalizate a transformărilor de structură în vederea conducerii structurii metalului la laminarea la cald, p. 79 — Particularităţile de fabricaţie a tablei din oţelurile rezistente la coroziune 03H24N6AM3, p. 83 — Tratamentul termic al bimetalului 2OK+0GHN28MDT obţinut prin sudare prin explozie, p. 86 — Perfecţionarea tehnologiei de laminare la cald şi de recoacere a oţelului laminat la rece 18IuA, p. 88 — Influenţa azotului asupra proprietăţilor aliajului rezistent la temperaturi înalte HNG2MBKTIu, p. 90 — Perfecţionarea metodelor de stabilire a indicatorilor tehnico-economici în proiectele întreprinderilor metalurgice, p. 93 — Influenţa normelor de cheltuieli de reparaţii a fondurilor principale asupra costului producţiei marfă siderurgice, p. 95 — Problemele repartizării fondurilor de stimulare materială între subsecţiile structurale ale combinatului metalurgic, p. 98 — Controlul automat al situaţiei compartimentului de cuptoare adînci de încălzire, p. 100 — Prevenirea depunerilor în sistemele de alimentare cu apă a producţiei de aglomerate p. 103 — Metodă de control cu radioizotopi a gradului de astupare a conductelor de transport al şlamului, p. 105.

Dr. ing. C. Cosneanu, ing. O. Belzo,
ing. G. Fifirig, ing. L. Monor
ICSITPSCM
ing. F. Schönberger
C.U.G. Iași
și prof. dr. ing. L. Sofroni
Institutul Politehnic București

Aprecieri comparative privind turnarea cilindrilor din fontă pentru laminoarele de produse plate

CZ : 621.771.07 : 669.13

Turnarea cilindrilor de laminor din fontă cu crustă dură (68—80 HSh) reprezintă o activitate tehnică cu vechi tradiții în România. Specialiștii de la C.M. Oțelul Roșu, Intreprinderea de fier Vlăhița și C.S.„ Victoria" Călan au ridicat la un înalt nivel experiența practică și cunoștințele necesare pentru asigurarea unei producții de cilindri competitive cu realizările din alte țări europene.

În afara unor tipodimensiuni de excepție, ca de exemplu cilindrii pentru laminorul de tablă groasă de la C.S. Galați care au mase de peste 35 t/buc., România, de peste două decenii, nu mai importă cilindri din fontă.

Pe plan mondial, se constată importante mutații de ordin tehnologic în fabricația industrială a cilindrilor de laminor. Marile firme producătoare din S.U.A., Japonia și Europa de Vest au trecut la reutilarea turnătoriilor (înlocuind tradiționalele cuptoare cu vatră) și cubilourilor cu cuptoare electrice cu inducție, ale căror posibilități tehnice sînt evident superioare. Această mutație a fost o necesitate ca urmare a faptului că materiile prime de calitate superioară nu au mai putut fi asigurate la nivelurile crescînde din ultimele două decenii. Fontele brute tradiționale produse în furnale mici, al căror volum util nu depășește 100 m^3 și care foloseau minereuri de calitate superioară și mangal de bocșă sau din lemn de eucalipt (Australia-Western), nu se mai produc decît în cantități foarte mici.

Țările puternic industrializate se aprovizionează cu fonte brute de calitate corespunzătoare pentru fabricarea cilindrilor de laminor de la firmele Thyssen, Buderus, Metallhüttenwerke Lübech, Duisburger Kupferhüte, Sorel, Halbergerhütte, Bremanger, „OB" ș. a. Aceste fonte sînt obținute în furnale cu volumul util de maximum 600—800 m^3 care funcționează cu cocs metalurgic și din a căror încărcătură lipsește în totalitate adaosul de fier vechi. Fonta lichidă produsă în aceste furnale este apoi prelucrată prin insuflare de oxigen, desulfurată și adusă la compozițiile chimice necesare. Aceste fonte asigură obținerea cilindrilor de laminor cu crustă dură de calitate superioară.

O altă mutație importantă de ordin tehnologic care s-a petrecut în marile turnătorii de cilindri de laminor din țările dezvoltate industrial a fost trecerea de la tehnologia statică de turnare la tehnologia turnării centrifugale. În prezent, unele firme ca : Akers, Suedia ; Marichal-Ketin, Franța, Yodogawa, Japonia ș.a. au extins turnarea centrifugală a acestor cilindri la peste 80% din producția acestora.

Competitivitatea, pe plan mondial, a acestor firme este deosebită tocmai datorită calității înalte a cilindrilor pe care le fabrică în condiții de maximă eficiență economică.

Argumentele de natură tehnologică care pledează pentru extinderea metodei de turnare centrifugală a cilindrilor de laminor sînt următoarele :

— crusta dură este uniformă pe circumferință și în direcția longitudinală a cilindrului; la turnarea prin metoda spălării este cunoscut faptul că grosimea crustei la partea inferioară (ținînd seamă de poziția de turnare) este mai subțire cu 20—30 mm decît grosimea acesteia la partea superioară a tăbliei cilindrului ;

— viteza de răcire a crustei este mare din două direcții, rezultînd o structură foarte fină cu o orientare liberă și cu dendrite de mărime redusă, ceea ce determină reducerea aproape totală a pericolului de formare a crăpăturilor la cald ;

— micșorarea durității pe grosimea crustei dure este de maximum 1/3 în comparație cu scăderea de duritate la cilindrii clasici ;

— proprietățile fizico-mecanice ale aliajului din crusta cilindrului sînt superioare cu 15—25% față de cei turnați prin metode statice datorită structurii mai omogene și mai fine, conținuturilor de sulf și fosfor mai reduse, precum și datorită existenței unor valori mai reduse ale tensiunilor interne, ca urmare a alierii cu elemente la nivelul inferior al limitelor prescrise și al controlului mai riguros al grosimii crustei.

Separările de grafit au capetele rotunjite și fără o orientare preferențială, el nefiind prezent în toate fazele structurii cilindrului. Ca urmare, tendința de formare a crăpăturilor la cald este foarte redusă.

Un alt argument esențial, de natură metalurgică, se referă la eliminarea necesității folosirii în încărcătură a fontelor cu tendință determinată de albire (fontele elaborate în furnale care funcționează cu manganul sau alte sorturi de fonte speciale) ;

— eliminarea necesității respectării unor regimuri precise de supraîncălzire și răcire a fontelor în stare lichidă care, la tehnologia clasică, urmăreau reglarea în principal a adîncimii zonei de trecere.

Aceste aspecte fundamentale de natură metalurgică se exprimă prin importante economii de energie primară și secundară la elaborarea fontelor pentru cilindri de laminor în cuptoarele electrice cu inducție.

Datorită delimitării nete a zonei dure de miezul cilindrului se poate folosi foarte ușor controlul cu ultrasunete care permite depistarea eventualelor defecte la limita dintre straturi și la modul de legătură dintre ele (dacă este sau nu corespunzătoare);

Alte avantaje de natură economică ale acestor tehnologii ar fi următoarele:

— turnarea miezului și a fusurilor din fontă cu grafit nodular se poate realiza foarte ușor;

— realizarea unor importante economii de metal lichid după cum urmează: 15—20% din masa cilindrului datorită lipsei maselotei, rețelei de turnare și a reducerii adaosurilor de prelucrare 60—80% din masa cilindrului, ca urmare a faptului că nu este necesară efectuarea spălării cu fontă a miezului acestuia;

— realizarea de economii la elementele de aliere care se consumă în principal pentru realizarea crustei cilindrului;

— reducerea manoperei la formarea și montarea formei;

— reducerea importantă a consumului specific de cilindri, deoarece au rezistență la uzură mai mare, permite mărirea cu 30—50% a cantităților de laminate la un milimetru uzură de cilindru, asigură creșterea productivității laminorului, scade cantitatea de țunder care se depune pe cilindri, au tensiuni reziduale mici ș. a;

— asigură mărirea preciziei grosimii laminatelor și a eficienței laminării deoarece cilindrii au o crustă dură uniformă, diferențele de dilatare ale cilindrului în timpul lucrului sînt reduse, permite reducerea presiunilor de lucru;

— suprafața laminatelor devine foarte netedă și cu aspect comercial competitiv.

Fontele brute de turnătorie (FK) nu sînt indicate pentru producerea cilindrilor de laminor cu crustă dură, iar fontele brute speciale FX nu sînt suficiente cantitativ și au un preț de cost ridicat. Aceasta explică în parte cauzele durabilităților în exploatare ale cilindrilor cu crustă dură nedefinită produși pentru laminoarele de semifabricate plate, eficiența economică modestă și consumurile prea mari de elemente de aliere.

Folosirea cuptorului electric cu inducție în turnătoriile de cilindri din România aduce cu sine necesitatea revizuirii și completării cunoștințelor practice și teoretice ale specialiștilor din domeniu, deoarece: apare necesitatea elaborării fontelor sintetice cu tendință dirijată de albire care se obțin din încărcături metalice ieftine și cu consumuri energetice scăzute; turnarea cilindrilor de laminor cu masa de peste 35 t/buc impune aplicarea procedeului duplex: cuptor electric de inducție cu creuzet — cuptor electric de inducție cu canal (mixer); obținerea șarjelor de calitate în condițiile unor consumuri reduse de energie și siguranță în fabricație reprezintă deziderate a căror împlinire impune măestrie profesională.

Turnarea cilindrilor de laminor cu crustă nedefinită prin procedeul duplex din două fonte cu spălare a permis obținerea unor produse cu fiabilitate ridicată care a asigurat producții de laminate la nivelul performanțelor obținute în țările dezvoltate industrial.

Acest procedeu este din ce în ce mai puțin folosit pe plan mondial deoarece: impune folosirea unor mase duble de metal topit față de masa cilindrului brut turnat; necesită personal de execuție cu înaltă calificare profesională; are economicitate scăzută; impune consum ridicat de energie și elemente de aliere.

Date tehnologice de la turnarea cilindrilor prin metode statice

Tabelul 1

Caracteristicile tehnologice	Metoda statică de turnare				Metoda de turnare centrifugală	
	cu spălare		cu dop glisant			
Dimensiuni brute de turnare, mm	Ø765×1810	Ø1158×5200	Ø765×1810	Ø1158×5200	Ø765×1810	Ø1158×5200
Masa cilindrului brut turnat, kg	12360	58150	12360	58150	12360	58150
Grosimea crustei, mm	25	25	60	80	40	60
Masa rețelei de turnare, kg	310	1160	prim. 235	prim. 800	50	100
Masa de fontă primară, kg			sec. 310	sec. 1160	50	100
Total fontă primară, kg	8554	45478	1779	10420	1220	7960
Masa fontei secundare (inclusiv spălare și returnare), kg	8864	46638	2324	11200	1270	8060
Totalul de fontă lichidă, kg	10307	54727	10796	48180	11090	50290
Economia de energie, kWh/buc	19171	101365	13120	59380	12360	58350
Economia de fontă primară, kg	—	—	4980	31200	4460	25800
Economia de fontă secundară, kg	—	—	6540	45438	7594	38578
Economia în elemente de aliere, kg			1784	6547	+783	4437
			Ni=249	Ni=1767	Ni=289	Ni=1466
			Cr= 79	Cr=545	Cr= 91	Cr=463
			Mo=276	Mo=181	Mo= 31	Mo=154

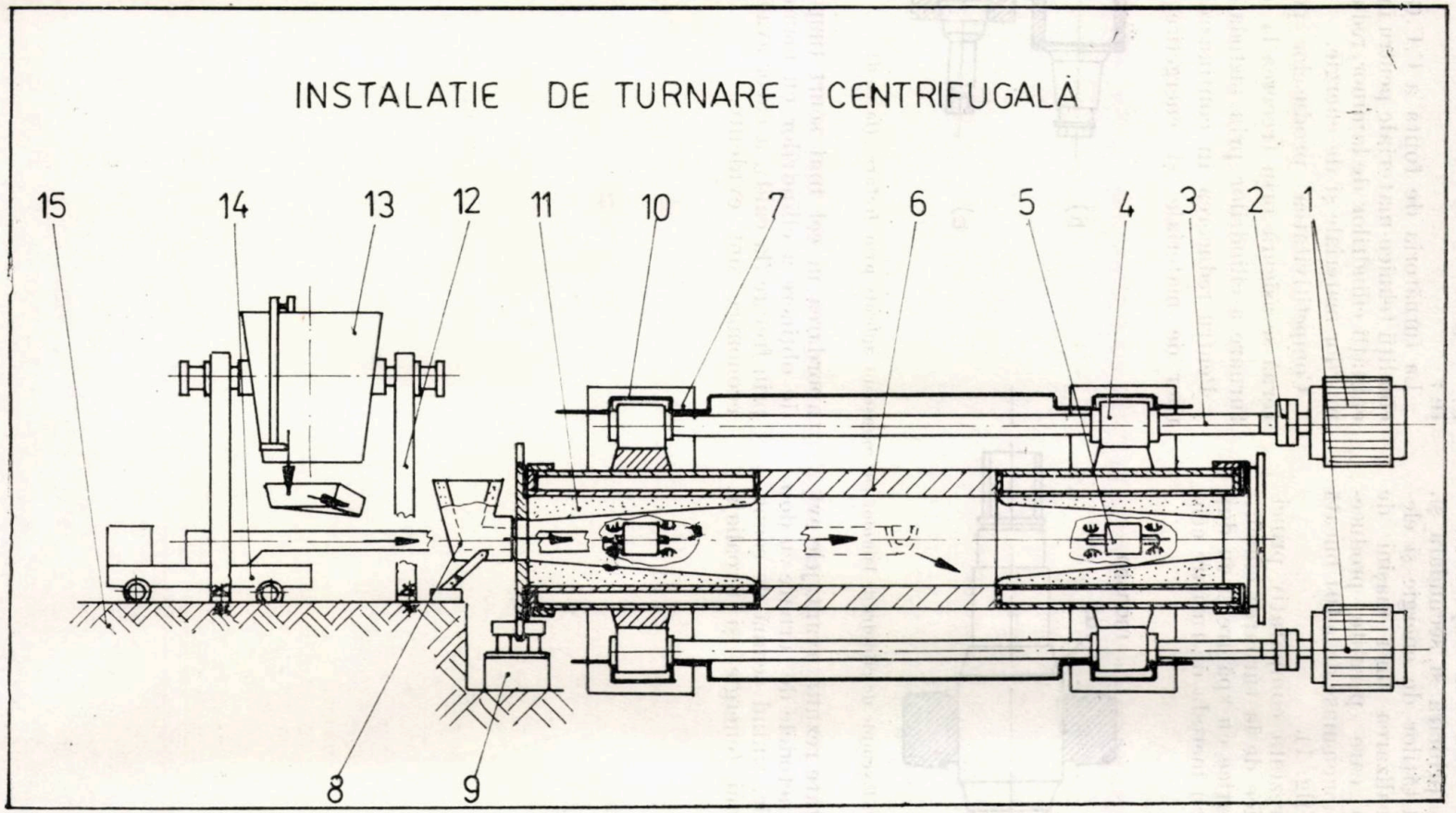


Fig. 1. Mașină de turnare centrifugală cu axe orizontale a cilindrilor de laminor: *1* — motor electric de c.c pentru acționarea cochilei; *2* — cuplaj de legătură; *3* — arbore intermediar; *4* — rolă de antrenare a cochilei; *5* — rolă superioară de sprijin; *6* — cochilă; *7* — batiu; *8* — dispozitiv de umplere a cochilei; *9* — role de blocare a deplasării axiale; *10* — instalație de răcire cu apă a lagărelor rolelor; *11* — amestec de formare; *12* — stativ oală cu dispozitiv de cîntărire-dozare; *13* — oală de turnare; *14* — vagonet cu jgheab de turnare — *15* — fundație

Ţinînd seamă de aceste implicaţii, în cadrul C.U.G. Iaşi s-a trecut la îmbunătăţirea treptată a procedeelor tehnologice de obţinere a cilindrilor de laminor cu crustă indefinită prin : realizarea şi aplicarea în condiţii de fabricaţie industrială a procedeului de turnare cu dop glisant, care permite reducerea importantă a necesarului de fontă primară şi secundară şi, deci, implicit a cantităţilor de energie şi elemente de aliere; realizarea unei maşini de turnare centrifugală care permite producerea cilindrilor de laminor cu mase de la 10 t/bucată pînă la 60 t/bucată (fig. 1).

În tabelul 1 se prezintă comparativ principalele date tehnologice de la turnarea cilindrilor prin metodele statice cu spălare şi cu dop glisant, comparativ cu metoda de turnare centrifugală.

La C.U.G. Iaşi continuă activitatea pentru îmbunătăţirea calităţii cilindrilor de laminor, reducerea consumurilor de materiale şi energie, precum şi pentru creşterea competitivităţii pe piaţa externă.

Din analiza efectuată în această lucrare, se pot trage următoarele concluzii mai importante :

La turnătoria de fontă a C.U.G. Iaşi există condiţii tehnico-materiale pentru îmbunătăţirea calităţii cilindrilor de laminor, reducerea consumurilor materiale şi de energie.

Competitivitatea produselor pe piaţa externă se asigură prin trecerea la tehnologia de turnare a cilindrilor prin metoda centrifugală.

Pentru reducerea în continuare a consumurilor de materiale şi energetice se propune

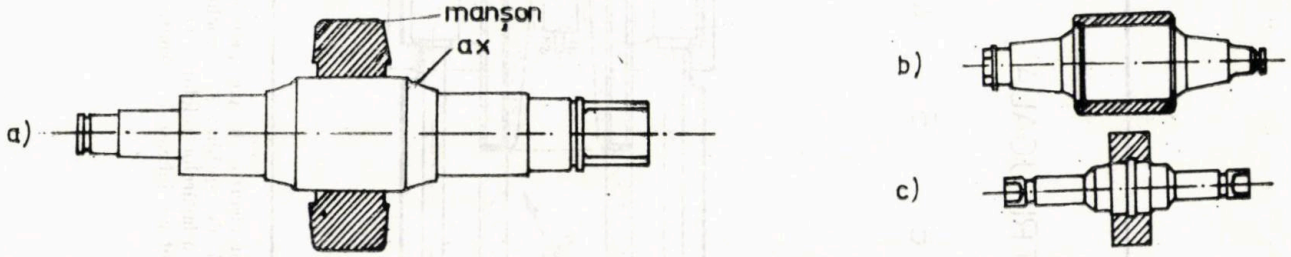


Fig. 2. Exemple de cilindri de laminor cu manşoane aplicate prin fretare (la ca d)

Din datele prezentate rezultă avantajele evidente pe care le au metodele de turnare cu dop glisant şi centrifugale, ţinînd seamă de economiile de metal lichid (energie) şi feroaliaje.

abordarea în cel mai scurt timp a tehnologie de obţinere a cilindrilor cu manşoane aplicate prin fretare (la cald), a căror avantaje tehnico-economice sînt evidente.

Prof. dr. ing. L. Sofroni, ing. S. Cocolaș,
ing. I. Mărginean, ing. F. Badea
Institutul Politehnic București
dr. ing. M.V. Ganea, ing. M. Surdulescu
IREMOAS București
și dr. ing. E. Cohn ICSITPSCM

Cercetări privind îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate din fontă

CZ :621.746.1

Mai multe lucrări apărute în literatura de specialitate [3]—[6] propun utilizarea tehnologiei de impregnare a miezurilor și a formelor în vederea îmbunătățirii calității suprafeței pieselor turnate.

Impregnarea este un tratament fizico-chimic aplicat pe suprafața formelor (miezurilor). Se folosesc soluții (cu sau fără material refractar) care au proprietatea de a penetra prin spațiile intergranulare cca 7—10 mm (în cazul adăugării unor agenți de suprafață s-a ajuns la adîncimi de 20—40 mm).

Prin crearea acestui strat impregnat în peretele formei (miezului) se urmăresc următoarele aspecte: mărirea rezistenței mecanice a formelor; micșorarea friabilității formelor (miezurilor) și creșterea posibilității de menținere a formelor (miezurilor) în timp; micșorarea procentului de liant din amestec datorită creșterii proprietăților mecanice; îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate din fontă prin realizarea unei cantități de carbon lucios în zona de contact aliaj lichid — formă datorită arderii incomplete a polimerilor organici [4], [5]; — creșterea rezistenței termice a suprafețelor miezurilor sau a formelor datorită depunerii unor materiale cu refractaritate mai ridicată decît cea a compoziției granulare; îmbunătățirea dezbaterii (mai ales în cazul miezurilor obținute din amestecuri pe bază de silicat de sodiu) datorită unor substanțe organice în stratul impregnat [4], [5].

Formele și miezurile executate din amestecuri de formare prezintă spații intergranulare, ceea ce conferă acestora proprietatea de permeabilitate. Deci, aceste amestecuri se pot considera drept corpuri poroase (la care spațiile intergranulare sînt de ordinul zecilor de microni), iar soluțiile cu care se realizează tratamentul de impregnare, drept lichide plastico-viscoase sau suspensii cu caracter coloidal.

La impregnarea formelor are loc un fenomen de filtrație; curgerea la început este laminară, apoi turbulentă.

Acest regim caracteristic, la trecerea impregnantului prin spațiile intergranulare, este descris prin funcția (1):

$$(p_f - p_0)/l = \alpha\mu W_l + \beta\rho W_t^2 \qquad (1)$$

unde: p_f, p_0 reprezintă presiunea (finală, inițială), Pa;

l — lungimea canalului capilar, m;

α — coeficientul de viscozitate;

μ — coeficientul de frecare;

W_l — viteza de filtrație la curgerea laminară, m/s;

β — coeficientul de inerție;

ρ — densitatea lichidului, kg/m³;

W_t — viteza de filtrație la curgerea turbulentă, m/s.

Gradul de impregnare a probei m reprezintă raportul dintre masa de lichid care a fost impregnat în proba ΔG și masa lichidului care ar fi putut fi impregnat în tot volumul probei, conform următoarei ecuații:

$$\bar{m} = \Delta G/(\rho \times V_p) \qquad (2)$$

unde: V_p reprezintă volumul probei poroase, m³.

Studierea tehnologiei de impregnare a fost făcută de către autori în condiții de laborator.

Pentru executarea epruvetelor s-au folosit următoarele materiale:

— nisip de Aghireș cu următoarele caracteristici: PL-0,8%; M(50)022; GU 51;

— silicat de sodiu cu densitatea $\rho = 1{,}53$ kg/m³ și modulul $m = 2{,}72$.

Epruvetele standard (Ø50 × 50 mm) au fost executate la soneta de laborator, din amestecuri cu 3,4 și 6% silicat de sodiu, întărirea efectuindu-se prin insuflare de dioxid de carbon.

Impregnarea probelor a fost făcută cu soluții de polistiren (5—15%) solubilizat în tetraclorură de carbon.

Ulterior, după determinarea proprietăților s-a stabilit concentrația optimă la 10% polistiren [5].

Pentru studierea gradului de impregnare a amestecului în soluția cu care s-a efectuat tratamentul fizico-chimic al suprafeței formei, s-a introdus un colorant pentru a ușura măsurarea adîncimii de penetrare a soluției.

Adîncimea de penetrare a soluției cu 10% polistiren este prezentată în tabelul 1.

Analizînd datele prezentate în tabelul 1 se trag următoarele concluzii:

— se observă o mărire (creștere) a adîncimii de penetrare, o dată cu creșterea procentului de liant (silicat de sodiu);

Tabelul 1

Adîncimea de impregnare a probei

Conținutul de liant în amestec, %	Adîncimea stratului, mm		
	Tehnologia de impregnare		
	imersare	pensulare	pulverizare
3	13	2,5	10
4	14	6	6,5
6	18	9	6,5

— cea mai mare adîncime de penetrare s-a obținut prin imersare;

— se recomandă tehnologia de imersare pentru miezurile cu dimensiuni mici, cu configurație complexă;

— se recomandă tehnologia de pulverizare pentru forme (indiferent de greutatea piesei).

S-a urmărit totodată și mărirea adîncimii de penetrare a soluției de impregnare. Analizînd formula 1, reiese că acest obiectiv poate fi atins cu ajutorul gradientului de presiune, prin crearea unei depresiuni. Adîncimea stratului impregnat a crescut cu cca 20% [1].

Pentru a propune o nouă tehnologie de obținere a pieselor turnate trebuie ca aceasta să prezinte proprietăți superioare variantelor existente. În continuare se vor aborda numai anumite aspecte ale acestei tehnologii.

Volumul de gaze. Pentru studierea capacității amestecurilor de a degaja gaze la temperaturi ridicate, s-a adoptat o metodă indirectă [7], care constă în încălzirea unei cantități de amestec (2g) prelevat din epruvete și încălzit la 1 000°C.

În figura 1 este prezentată variația volumului de gaze degajat de diferite tipuri de amestecuri. Pentru a se evita formarea suflurilor exogene se recomandă ca, la începutul solidificării piesei, presiunea gazului din amestec să fie mică. La amestecul cu bentonită (fig. 1, curba 1) după 30 s volumul de gaze este de cca 10 cm^3. La amestecul cu bentonită impregnat cu soluția de polistiren (curba 2), după același timp, volumul de gaze crește cu cca 2 cm^3, deci nesemnificativ. La amestecul cu silicat de sodiu impregnat cu aceeași soluție (curba 3) după 30 s se obține un volum și mai mic de gaze decît în cazurile precedente. Amestecurile cu dextrină (curba 4) și cu ulei de in (curba 5) dezvoltă o cantitate mare de gaze după 15 s (peste 50 cm^3), fapt care poate duce la apariția suflurilor exogene în piesele turnate [7].

Cantitatea de cărbune lucios. Se cunoaște că la piesele turnate din fontă, pentru îmbunătățirea calității suprafeței pieselor turnate, se apelează la diferite adaosuri carbonice (solide sau lichide) care, în zona de contact aliaj lichid-formă, depun *cărbune* lucios sau creează o atmosferă reducătoare.

Alegerea polistirenului pentru obținerea soluției de impregnare a fost bine făcută. Dacă se studiază piroliza acestui polimer, mecanismul pirolizei este complet (de tip: eliminare-scindare orbitală), generînd o cantitate mare de

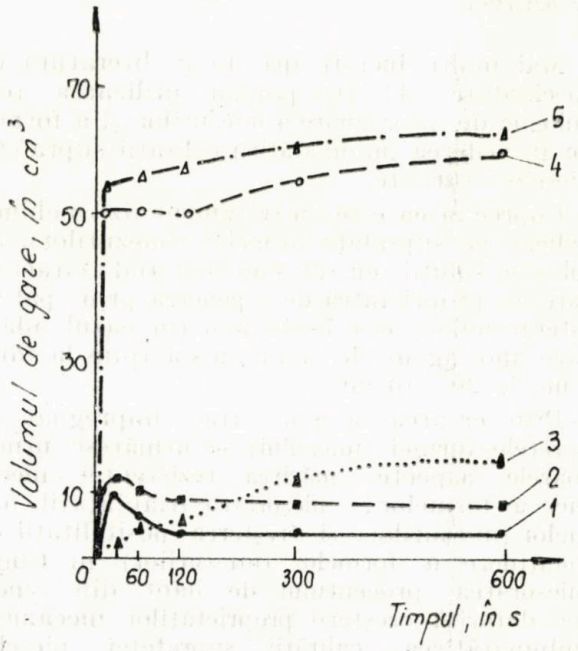


Fig. 1. Variația volumului de gaze degajat la diferite tipuri de amestecuri

gaze (hidrogen), precum și o cantitate ridicată de carbon care, în urma pirolizei, devine cărbune lucios. În figura 2 este prezentată dinamica depunerii de cărbune lucios în timpul efectuării probei AFS, care arată că procentul maxim se obține la soluția cu concentrația de 10% polistiren (curba 3), după 120 s.

Permeabilitatea formelor impregnate Prin tratamentul fizico-chimic aplicat pe suprafața formei cu ajutorul impregnantului, filtrarea acelui lichid plastico-vîscos prin spațiile intergranulare le obturează parțial (fig. 3).

De la o permeabilitate inițială de cca 180 up, prin aplicarea unui strat de impregnare pe suprafața formei (histograma 2), permeabilitatea scade cu cca 15 up, iar la tehnologia de imersare permeabilitatea ajunge la cca 150 up, totuși în domeniul admisibil.

Rezistența mecanică a amestecurilor impregnate. După impregnarea formei cu o soluție de polistiren, solventul se evaporă și se observă o creștere a proprietăților mecanice. Pentru o evaluare corectă a fenomenului s-a recurs la uscarea probelor timp de două ore la 105°C după care s-au efectuat încercări la compresiune, forfecare și tracțiune. În figura 3 sînt prezentate histogramele pentru proba etalon, ne-

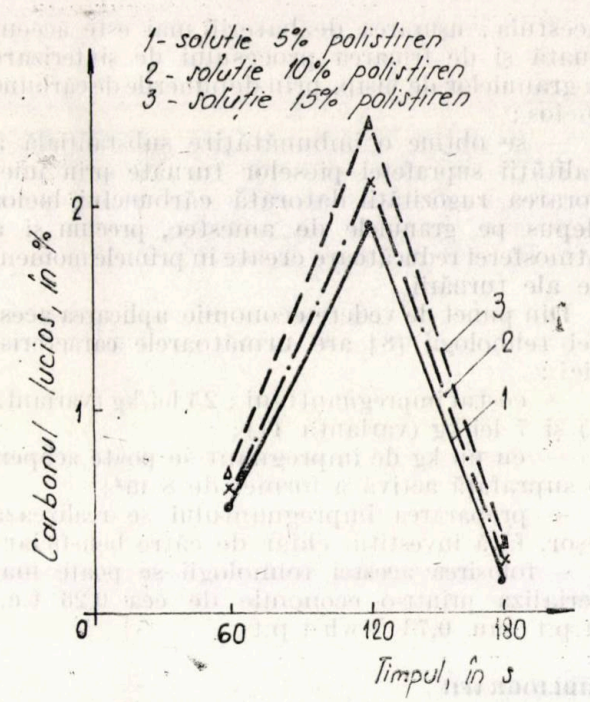


Fig. 2. Dinamica depunerii cărbunelui lucios la diferite concentrații ale impregnantului

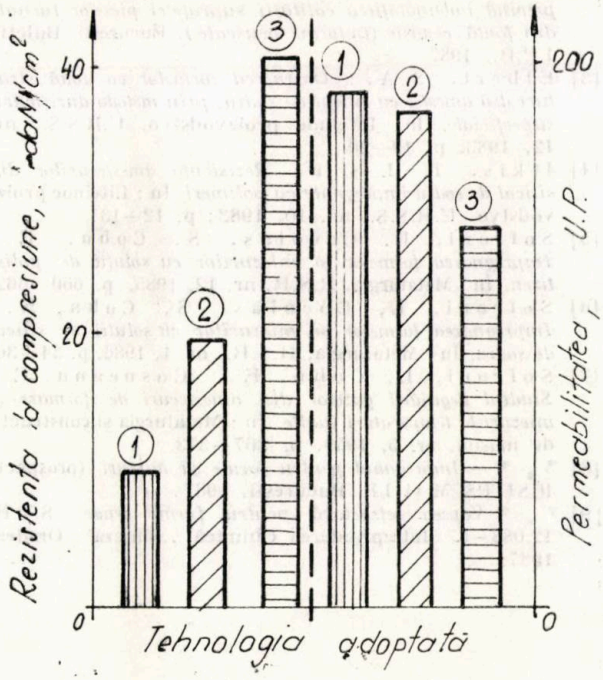


Fig. 3. Variația rezistenței și a permeabilității în cazul în care se folosesc (sau nu) impregnanți

impregnată (*1*), pentru tehnologia de pulverizare a impregnantului (*2*) și pentru varianta de imersare a epruvetei (*3*). Se poate observa că gradul de impregnare cel mai mare se obține la tehnologia de imersare, care duce la obținerea creșterii rezistenței de cca patru ori, iar la pulverizarea impregnantului rezistența la compresiune se dublează.

Rugozitatea pieselor turnate. Pentru aprecierea calității suprafeței pieselor turnate, a fost luat drept indicator rugozitatea măsurată, în cadrul I.P.B., printr-o metodă pneumatică.

Autorii consideră că această metodă redă mai bine calitatea pentru că se măsoară rezultanta pe o suprafață de cca 25 mm². Rugozitatea pieselor turnate din fontă, în amestecuri cu bentonită de tip unic fără impregnare, este cca 425 μm. În urma impregnării semiformei inferioare, în cazul unor piese cu grosimea medie $\delta_{med} = 5$mm, s-a obținut o rugozitate de cca 100 μm (fig. 4, pozițiile 2,4). La piesele cu grosime de perete de cca 15 mm se observă o scădere a rugozității (fig. 4, pozițiile 3, 4) pe care autorii o pun pe seama cantității mai mari de căldură care produce piroliza polimerului din impregnant, deci cantitatea de cărbune lucios depusă este mai mare (fig. 2).

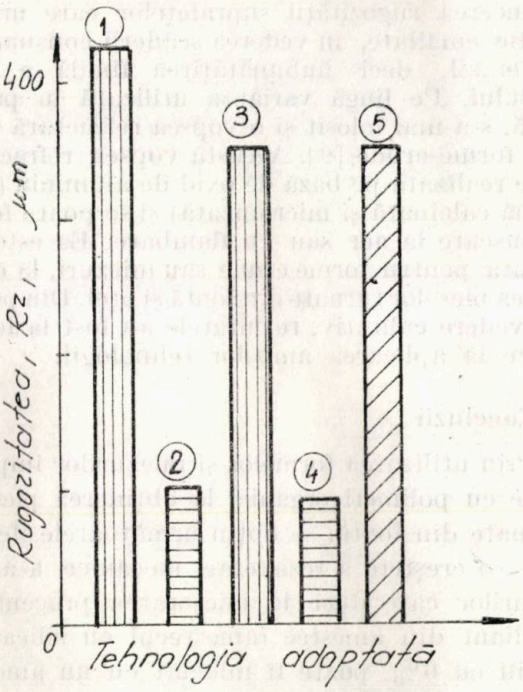


Fig. 4. Variația rugozității suprafeței pieselor turnate din fontă în cazul în care se folosesc (sau nu) impregnanți

În cadrul experimentării acestei tehnologii la IREMOAS București, s-a observat că dacă se impregnează numai suprafața activă a semiformei inferioare scade rugozitatea suprafeței obținute și în semiforma superioară (fig. 4, poziția 5).

Acest fapt se explică prin depunerea de cărbune lucios care rezultă în urma pirolizei și pe suprafețele neimpregnate.

Aplicații în fază semiindustrială

Colaborarea dintre IREMOAS și I.P.B. a avut ca principal obiectiv îmbunătățirea cali-

tăţii suprafeţei pieselor turnate din fontă cenuşie. În situaţia actuală, în cadrul întreprinderii, pentru realizarea pieselor de greutate mică, în amestecul unic se adaugă un material carbonic solid (lignit). Conform „teoriei gazogene", prin încălzirea acestui adaos sînt degajate substanţe volatile care, avînd un caracter reducător, preîntîmpină formarea oxizilor pe suprafaţa pieselor turnate. Dar, la piesele turnate cu grosime de perete de cca cinci mm, această tehnologie nu realizează o rugozitate a suprafeţei pieselor corespunzătoare. De aceea, a fost experimentată la un reper utilizarea unui impregnant (pe bază de polistiren), concomitent cu scoaterea lignitului din amestecul unic. Aspectul exterior al pieselor a fost îmbunătăţit radical (fig. 4, poziţia 5), datorită depunerii unei cantităţi ridicate de cărbune lucios (pirografit) pe granulele de amestec. O altă serie de experimentări a fost realizată la reperul cada de baie 1700/1420. La aceste piese s-a urmărit reducerea rugozităţii suprafeţelor care urmau să fie emailate, în vederea scăderii consumului de email, deci îmbunătăţirea finală a produsului. Pe lîngă varianta utilizată în prima fază, s-a mai folosit şi o vopsea refractară pentru forme crude [9]. Această vopsea refractară este realizată pe bază de oxid de aluminiu (alumină calcinată şi micronizată) şi se poate folosi cu uscare la aer sau cu flambare. Ea este indicată pentru forme crude sau miezuri, la obţinerea pieselor turnate din fontă şi oţel. Din punct de vedere calitativ, rezultatele au fost la fel de bune la aplicarea ambelor tehnologii.

Concluzii

Prin utilizarea formelor şi miezurilor impregnate cu polimeri organici la obţinerea pieselor turnate din fontă, se obţin următoarele efecte :

— o creştere a rezistenţei mecanice a amestecurilor care duce la micşorarea procentului de liant din amestec (amestecul cu silicat de sodiu cu 6% poate fi înlocuit cu un amestec cu 3 sau 4% liant) :

— micşorarea cantităţii de liant din amestec duce la creşterea capacităţii de dezbatere a acestuia ; uşurarea dezbaterii mai este accentuată şi de frînarea procesului de sinterizare a granulelor de nisip, prin depunerile de cărbune lucios ;

— se obţine o îmbunătăţire substanţială a calităţii suprafeţei pieselor turnate prin micşorarea rugozităţii datorată cărbunelui lucios depus pe granulele de amestec, precum şi a atmosferei reducătoare create în primele momente ale turnării.

Din punct de vedere economic aplicarea acestei tehnologii [8] are următoarele caracteristici :

— costul impregnantului : 25 lei/kg (varianta I) şi 7 lei/kg (varianta II) ;

— cu un kg de impregnant se poate acoperi o suprafaţă activă a formei de 8 m^2 ;

— prepararea impregnantului se realizează uşor, fără investiţii, chiar de către beneficiar ;

— folosirea acestei tehnologii se poate materializa printr-o economie de cca 0,26 t.c./t.p.t sau 0,73 Mwh/t.p.t.

BIBLIOGRAFIE

[1] Cocolaş, S., Cohn, E. : *Instalaţie de realizare a vidului în condiţii de laborator pentru executarea formelor şi miezurilor vidate.* În : Metalurgia, R.S.R. nr. 11, 1987, p. 562.

[2] Cocolaş, S., Badea, F. : *Studii şi cercetări privind îmbunătăţirea calităţii suprafeţei pieselor turnate din fontă cenuşie (în forme neuscate).* Bucureşti, Buletin I.P.B., 1987.

[3] Elbert, S.A. : *Obţinerea formelor cu două straturi din amestec cu silicat de sodiu, prin metoda durificării superficiale.* În : Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 12, 1983, p. 19—20.

[4] Itkis, I. I. ş. a. *Rezistenţa amestecurilor din silicat de sodiu impregnate cu polimeri.* În : Liteinoe proizvodstvo, U.R.S.S., nr. 10, 1983, p. 12—13.

[5] Sofroni, L. Cocolaş, S. Cohn, E. ; *Impregnarea formelor şi miezurilor cu soluţii de polistiren.* În : Metalurgia, R.S.R. nr. 12, 1985, p. 660—662.

[6] Sofroni, L, Cocolaş, S, Cohn, E. : *Impregnarea formelor şi miezurilor cu soluţii de silicat de sodiu.* În : Metalurgia, R.S.R., nr. 1, 1986, p. 34—36.

[7] Sofroni, L., Cohn, E., Cosneanu. C. : *Studiul degajării gazelor din amestecuri de formare şi miezuri la temperaturi înalte.* În : Metalurgia şi construcţii de maşini, nr. 5, 1959, p. 367—373.

[8] * * * — *Impregnant pentru forme şi miezuri* (prospect) ICSITPSCM şi I.P. Bucureşti, 1987.

[9] * * * *Vopsea refractară pentru forme crude.* S.T.R. 12.088—87 Întreprinderea Chimică „Sinteza", Oradea, 1987.

Todorov, R.P. — *Aliaje feroase grafitizate* (Grafitizirovannie jelezouglerodistie splavi). Ed. Metallurghiia, Moscova, 1981, 320 pg., 208 fig., 59 tabele, 185 surse bibliografice

Lucrarea analizează transformările structurale care au loc în oţelurile grafitizate, fontele maleabile şi cele modificate, cu grafit nodular şi lamelar, interesante fiind şi datele privind descompunerea cementitei din pseudoaliajele metaloceramice.

Primul capitol al lucrării este destinat amplasării aliajelor Fe—C grafitizate pe diagrama de echilibru, cu luarea în considerare a fazele structurale şi a distribuţiei elementelor în structura oţelurilor grafitizate şi a fontelor albe. În acest sens, pot fi obţinute date utile privind situţia Si, Ni, Al, Mn, Cr, Mg (în fonte albe), S, P, în diferite tipuri de aliaje feroase grafitizate.

O atenţie deosebită este acordată cristalizării acestor categorii de materiale, problemă tratată pe larg în cel de al doilea capitol al lucrării. Sînt abordate distinct oţelurile hipereutectoide, fontele cenuşii şi albe, fontele tratate cu magneziu, susţinîndu-se utilitatea apelării la curbele de răcire. Este analizată influenţa unor elemente ca : Si, C, Al, Mn, Cr, S, P, O, H, N asupra cristalizării aliajelor feroase grafitizate, cu evidenţierea acţiunii specifice a acestora la diferite tipuri de aliaje, la diferite viteze de răcire.

Modificarea aliajelor feroase grafitizate este considerată ca fiind o cale importantă de obţinere a unor performanţe în exploatare, motiv pentru care este prezentată amănunţit (cap. III), distingîndu-se următoarele tipuri de modificări :

— modificarea în vederea preîntîmpinării grafitizării, în timpul transformării eutectice, aplicabilă la producerea fontelor albe şi albite tratate fiind cu Te, Bi, Sb, Se, Pb etc;

— modificarea grafitizantă care este privită ca o soluţie de obţinere a fontelor de înaltă calitate. Prin intermediul potenţialelor termodinamice a reacţiilor diferitelor elemente cu oxigenul, azotul şi sulful sînt analizate mai multe variante posibile de modificare a fontelor, aceste combinaţii chimice constituind posibili germeni de grafitizare;

— modificarea complexă cu elemente cu acţiune grafitizantă şi antigrafitizantă care constituie baza obţinerii fontelor maleabile de înaltă calitate, urmărindu-se evitarea formării grafitului la solidificare şi scurtarea duratei de maleabilizare este analizată acţiunea modificatoare a unor adaosuri care conţin diferite combinaţii formate din Al, Ti, B, Zr, Ca, Mg, Sb, Te, Se;

— modificarea de sferoidizare a grafitului este privită prin prisma elementelor nodulizante şi ant nodulizante, a combinaţiilor c l ndrice formate de Mg cu ult ma categorie de elemente (Sn, Pb, N, H, As, Sb B, O, S, Se, Te etc).

Cel de al IV-lea capitol analizează grafitizarea aliajelor feroase în stare solidă. În acest scop, sînt urmărite schimbările structurale care au loc la răcirea pieselor, sub acţiunea unor elemente din compoziţia chimică (Si, Mn, Cr) şi a grosimii de perete. Comportarea cementitei este analizată şi în contextul mai multor situaţii în care se pot găsi elementele de aliere : cu solubilitate nelimitată în fier şi fără să formeze carburi (Ni, Co, Pt, Pd), fiind luate în considerare pseudoaliajele Ni—Fe_3C, Co—Fe_3C, Pd—Fe_3C, Pt—Fe_3C; elemente cu capacitate mare de formare a carburilor, fiind analizate aliajele metaloceramice de tipul W—Fe_3C, Ta—Fe_3C, Mo—Fe_3C. Sînt deosebit de interesante datele privind aliajele metaloceramice tip Fe—Fe_3C, realizate din amestecarea a 30—50% cementită separată electrolitic cu pulbere de fier, produse care sînt apoi supuse unei recoaceri grafitizante.

Grafitizarea fontelor albe constituie o secţiune aparte a acestui capitol, fiind luate în considerare mai multe aspecte : mecanismul formării germenilor de grafitizare în fontele albe, în diferite condiţii de fabricaţie : rolul tratamentului termic prealabil, la temperatură joasă (100—500°C) ; rolul incluziunilor nemetalice şi al porozităţii la grafitizarea fontelor distribuţia elementelor la grafitizarea fontelor albe. Este efectuată o analiză comparativă a formei şi a distribuţiei grafitului în oţelurile grafitizante, în fontele maleabile şi în cele cu grafit nodular.

Tratamentul termic aplicat aliajelor feroase grafitizate constituie tematica capitolul V. Sînt luate în considerare următoarele aspecte : recoacerea de grafitizare, care stă la baza obţinerii fontelor maleabile, a oţelului grafitizat şi a unor categorii de fonte cu grafit nodular ; recoacerea de omogenizare şi de sferoidizare a perlitei ; călirea şi revenirea ; recoacerea la joasă temperatură (500—600°C).

Capitolul VI analizează pe larg proprietăţile de turnare, specifice aliajelor feroase grafitizate.

În ceea ce priveşte fluiditatea, sînt efectuate studii comparative pentru oţelurile grafitizate, fontele maleabile, fontele cenuşii modificate şi cele cu grafit nodular, sub acţiunea temperaturii de turnare, a carbonului echivalent şi a unor elemente din compoziţia chimică (Si, Cu, P, S). Datele privind concentraţia liniară la solidificare ilustrează o serie de particularităţi ale comportării acestor materiale, o atenţie deosebită fiind acordată dilatării iniţiale, fenomen urmărit pe un interval larg al conţinuturilor de carbon (0,1—5,0%C), sub acţiunea compoziţiei chimice şi a vitezei de răcire.

Sînt analizate mai multe scheme posibile de formare a defectelor de contracţie pentru oţelul hipereutectoid, fontele cenuşii şi cele cu grafit nodular, hipo — şi hipereutectice. Tendinţa de formare a retasurii este puternic influenţată de către compoziţia chimică. Astfel, siliciul măreşte volumul retasurii la oţel şi fontă albă, dar îl micşorează la fontele pestriţe cenuşii şi cele cu grafit nodular.

În cazul Fgn, volumul retasurii creşte accentuat sub acţiunea magneziului şi a fosforului, dar este redus puternic o dată cu mărirea rezistenţei formei, care diminuează valoarea dilatării iniţiale.

Sensibilitatea la formarea crăpăturilor la cald scade o dată cu creşterea conţinutului de carbon, respectiv cu trecerea de la oţelul carbon la cel grafitizat, fontele albe, pestriţe şi cenuşii, valoarea minimă fiind înregistrată la Fgn.

Proprietăţile mecanice ale aliajelor feroase, grafitizate sînt prezentate pe scurt în capitolul VII.

Ultimul capitol al lucrării (VIII) este consacrat tehnologiilor de fabricaţie a pieselor din aliaje feroase grafitizate.

O primă secţiune abordează problema obţinerii oţelurilor grafitizate, materiale mai puţin cunoscute în România, pe care autorul le împarte în trei grupe principale :

Oţel graf.tizant, %	Masa meta- l că	P_n N/mm²	*HB*	A, %
— De înaltă plasticitate : Si = 0,75—1,35	F	350—450	100—120	10—20
	P	500—600	220—230	5—10
— Cu s l'ciu r'dicat :	F	380—450	120—160	7—15
S' = 1,6—2,5	P	550—690	235—280	3—7
— Aliat : Si = 1,33	P	600—800	230—280	3—10

Conţinutul de carbon a acestor oţeluri este de ordinul 1,3—1,65%, ele conţinînd 0,3—0,5% Mn (primele două grupe), respectiv 0,8% Mn (3), max. 0,05% P, S. Ca elemente de aliere, se utilizează de regulă max. 0,5% Ni, max. 0,7% Moi.

Referitor la fonta maleabilă, se recomandă compoziţii chimice generale în intervalul 2,2—2,8% C şi 0,8—1,4% S (cu tendinţa de creştere spre 2%), un raport Mn/S = 3—4,

max. 0,2%P, max. 0,07% Cr. Sînt prezentate unele particularităţi ale fontelor maleabile perlitice cu conţinut ridicat de mangan (1,0—1,3% Mn, 2,3—2,5%C, 1,5—2,0% Si, max 0,15% S) precum şi a celor cu conţinut ridicat de sulf, la care se obţin separări de grafit cu un grad ridicat de compactitate.

Ultima categorie de fontă maleabilă conţine 0,3—0,5% S, la 2,4—2,8% C, 0,3—0,4% Mn, la un siliciu scăzut (1,0—1,4% Si) sau ridicat (1,5—2,0% Si).

Pentru fontele modificate, cu grafit lamelar şi nodular, se fac unele recomandări privind stabilirea compoziţiei chimice, alegerea modificatorilor şi a tehnologiilor de modificare.

Lucrarea analizată are meritul de a efectua o comparaţie din diferite puncte de vedere, între mai multe categorii de aliaje feroase cu grafit în structură, evidenţiind o serie de asemănări şi deosebiri privind mecanismul de formare şi creştere a grafitului, de formare a structurii în general.

Analiza unitară a oţelurilor şi fontelor la care se realizează, pe diferite căi, descompunerea cementitei permite autorului să fixeze locul oţelului hipereutectoid grafitizat în marea familie a aliajelor Fe—C cu grafit în structură.

Dr. ing. I. Ripoşan

REVISTA REVISTELOR

Stahl, U.R.S.S., nr. 9, 1988

Cercetarea influenţei unor procedee de introducere a varului în încărcătură asupra indicatorilor procesului de aglomerare, p. 5 — Influenţa factorilor tehnologici asupra consumului de combustibil la fabricarea peletelor, p. 8 — Cercetarea regimului de lucru al zonei de uscare la maşinile de prăjit, p. 12 — Alegerea automată, prelucrarea şi prezentarea informaţiei privind funcţi narea complexului de furnal modern, dotat cu sistem automatizat de conducere a proceselor tehnologice, p. 15 — Eficienţa economică a reducerii consumului de fontă la elaborarea oţelului în convertizoare, p. 18 — Elaborarea oţelului cu preîncălzirea deşeurilor în convertizoare de 350 t, p. 20 — Încălzirea deşeurilor în convertizor cu flacără dispersată de gaze şi oxigen, p. 21 — Reducerea consumului de fontă prin preîncălzirea deşeurilor în convertizor, p. 24 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului de convertizor prin micşorarea gradului de oxidare a acestuia, p. 26 — Intensificarea producţiei de oţel de convertizor prin utilizarea varului îmbogăţit cu fier, p. 28 — Elaborarea oţelului rezistent la coroziune cu conţinut scăzut de fosfor în convertizor, p. 31 — Elaborarea oţelului cu conţinut ridicat de carbon în convertizoare de mare capacitate, p. 33 — Îmbunătăţirea tehnologiei de elaborare a oţelului pentru arcuri în cuptoare electrice de 100 t, p. 37 — Calitatea aliajelor de fier şi nichel în cuptoare electrice cu inducţie şi cu vid, deschise, p. 40 — Producţia şi utilizarea feroaliajelor fracţionate de mangan, p. 42 — Bilanţul termic al procesului de aglomerare a materiei prime de mangan, p. 44 — Cercetarea complexă a regimurilor de temperatură ale laminării şi funcţionării cilindrilor de la slebingul 1150, p. 46 — Îmbunătăţirea calităţii oţelului rezistent la coroziune laminat la rece O8H18T1, p. 48 — Creşterea preciziei de laminare pe laminorul 2030, p. 51 — Utilizarea traductoarelor magnetice fără contact la controlul laminării şi proprietăţilor tablei din oţel, p. 53 — Capacitatea de funcţionare a cilindrilor cu adîncime diferită a stratului călit, p. 57 — Utilizarea principiului de alternare a deformaţiilor la intensificarea producţiei de ţevi deformate la rece, p. 61 — Abaterile lungimii burlanelor de tubaj în funcţie de toleranţele masei la laminarea pe laminoarele în pas de pelerin, p. 65 — Diagnosticarea elementelor de acţionare hidraulică a agregatelor din secţia de sudare electrică a ţevilor, p. 67 — Criterii de comandă a laminoarelor de trefilat sîrmă, p. 69 — Executarea sîrmei din pulberi pentru sudură cu coeficient ridicat de încărcare, p. 71 — Cercetarea rezistenţei la coroziune a sîrmei lucioase din oţel în motorină, p. 73 — Elaborarea tehnologiei de fabricaţie a oţelurilor rapide fără wolfram EK41 şi EK42, p. 74 — Influenţa titanului asupra structurii şi proprietăţilor oţelului laminat la cald 1092, p. 76 — Rezistenţa la oboseală a oţelului beton de înaltă rezistenţă durificat termomecanic, p. 79 — Laminarea la rece a aliajelor înalt aliate din pulberi de fier şi aluminiu şi de fier şi siliciu, p. 85 — Elaborarea şi introducerea sistemului automatizat de comandă „Zakaz" la combinatul electrometalurgic Oskolsk, p. 88 — Evidenţa automatizată şi analiza rebuturilor în oţelării, p. 91 — Cauzele degradării rolelor de cuptor cu cilindru de răcire, p. 96 — Metoda stabilirii stării termice şi de tensiune a bolţii cauperelor, p. 98 — Particularităţile evacuării gazelor tehnologice şi epurarea acestora în filtrele electrice la cuptoarele electrice de la uzina metalurgică din R. S. Moldovenească, p. 100.

Ogneuporî, U.R.S.S., nr. 8, 1988

Reconstrucţia şi reutilarea tehnică a întreprinderilor de materiale refractare, p. 1 — Cinetica reacţiilor cu fază solidă la obţinerea prin aglomerare a clincherului de ciment cu conţinut ridicat de alumină, p. 3 — Granule sferice cave peletelor tratate cu grad diferit de fondanţi, p. 49 — Normativele cheltuielilor pentru reparaţiile fondurilor principale din siderurgia U.R.S.S., p. 52 — Experienţa aprecierii eficienţei utilizării resurselor materiale de către brigăzile în acord din secţiile Martin, p. 54 — Utilizarea calculatoarelor electronice personale la mărirea eficienţei muncii prin realizarea sistemului automatizat de conducere a producţiei cocsochimice, p. 57 — Perfecţionarea dozării automate a componentelor încărcăturii de aglomerare, p. 59 — Protecţia pîlniilor de zgură de acoperirea cu metal, p. 63 — Influenţa tehnologiei de turnare asupra structurii şi a rezistenţei feromanganului p. 64 — Direcţii importante de reducere a consumului de metal la fabricarea laminatelor, p. 71.

ORSZÁGOS MUSZAKI KÖNYVTÁR 1885

CCPRA Brașov

Dacă aveți nevoie de un colaborator sigur în domeniul cercetării și proiectării produselor refractare și abrazive

vă puteți adresa la noi pentru:

- Proiectare de instalații pentru recuperarea căldurii din gazele de ardere
- Proiecte pentru diferite utilaje și pentru modernizarea unor utilaje existente
- Bilanțuri energetice
- Instalații electrice, termice, sanitare, de desprăfuire, ventilații
- Proiecte pentru lucrări de investiții
- Proiecte pentru matrițe destinate produselor refractare
- Diferite documentații tehnice pentru obținerea avizelor
- Machete, prezentări grafice
- Cercetări pentru asimilarea produselor refractare și abrazive în următoarele domenii : metalurgie, chimie, construcții de mașini, electronică, nuclear
- Cercetări privind posibilitatea utilizării materiilor prime indigene și a valorificării materialelor refolosibile la fabricarea produselor refractare și abrazive
- Cercetări fundamentale și aplicative în domeniile de vîrf ale economiei naționale
- Cercetări pentru obținerea unor produse noi în scopul reducerii consumului de combustibil și energie

- **Oferim următoarele servicii :**

— asistență tehnică la punerea în operă și în exploatare a produselor refractare și abrazive ;

— construcții tehnice privind utilizarea produselor refractare și abrazive ;

— analize chimice, mineralogice și termice la materii prime și produse finite refractare și abrazive

- Livrări de produse refractare și abrazive, ceramică tehnică de serie mică

BRAȘOV, 2 200 ; str. Carierei nr. 127 ; telefon : 17966 ; telex : 61307 ; Cod SIRUES : 0937629

IPROMET
ENGINEERING
& DESIGNING
INSTITUTE
FOR THE IRON AND STEEL
INDUSTRY
ROMANIA
IPROMET
INSTITUTUL
DE INGINERIE TEHNOLOGICA
SI PROIECTARE
PENTRU INDUSTRIA METALURGICA